Série A. N° 966
N° d'ordre :
991

THÈSES

PRÉSENTÉES

A LA FACULTÉ DES SCIENCES
DE L'UNIVERSITÉ DE PARIS

POUR OBTENIR

LE TITRE DE DOCTEUR DE L'UNIVERSITÉ

MENTION : SCIENCES

PAR

Philippe-A. PORTEVIN

PREMIÈRE THÈSE

Influence de différents oligo-éléments sur la forgeabilité de l'acier mi-dur

DEUXIÈME THÈSE

Propositions données par la Faculté

Soutenues le 15 Mai 1962 devant la Commission d'Examen

MM.	CHAUDRON	Président
	BENARD	Examinateurs
	TALBOT	Examinateurs
	BASTIEN	Invité

Série A. N° 966
N° d'ordre :
991

THÈSES

PRÉSENTÉES

A LA FACULTÉ DES SCIENCES
DE L'UNIVERSITÉ DE PARIS

POUR OBTENIR

LE TITRE DE DOCTEUR DE L'UNIVERSITÉ

MENTION : SCIENCES

PAR

Philippe-A. PORTEVIN

PREMIÈRE THÈSE

Influence de différents oligo-éléments
sur la forgeabilité de l'acier mi-dur

DEUXIÈME THÈSE

Propositions données par la Faculté

Soutenues le 15 Mai 1962 devant la Commission d'Examen

MM.	CHAUDRON	Président
	BENARD	Examinateurs
	TALBOT	Examinateurs
	BASTIEN	Invité

R. UNIV. BIBLIOTHEEK LEIDEN

FACULTÉ DES SCIENCES DE L'UNIVERSITÉ DE PARIS
PROFESSEURS

Doyen ..... M. ZAMANSKY

G. JULIA	T	Analyse supérieure et Algèbre supérieure
DE BROGLIE	T	Théories physiques
PRENANT	T	Anatomie et Histologie comparées
GRASSÉ	T	Evolution des êtres organisés
PREVOST	T	Chimie organique
CHAUDRON	T	Chimie appliquée
WYART	T	Minéralogie et Cristal.
TEISSIER	T	Zoologie
MANGENOT	T	Biologie Vég. (Orsay)
AUGER	T	Physique quantique et Relativité
MONNIER	T	Physiologie Générale
PIVETEAU	T	Paléontologie
ROCARD	T	Physique (E.N.S.)
CARTAN	T	Mathématiques (E.N.S.)
LAFFITE	T	Chimie générale
FAVARD	T	Géométrie supérieure
COULOMB	T	Physique du Globe
Mlle COUSIN	T	Biologie Animale (S.P.C.N.)
CHRÉTIEN	T	Chimie minérale
DRACH	T	Zoologie
KASTLER	T	Physique (E.N.S.)
EPHRUSSI	T	Génétique
RIVIÈRE	T	Géologie S.P.C.N. et sédim.
GAUTHERET	T	Biologie Vég. (P.C.B.)
LUCAS R.	T	Recherches Physiques
THOMAS A.	T	Biologie cellulaire
ARNULF	T	Optique appliquée
MORAND	T	Physique Enseignement
SOLEILLET	T	Physique (P.C.B.)
FORTIER	T	Mécanique exp. des Fluides
DANJON	T	Astronomie
PETIT	T	Biologie maritime
QUENEY	T	Météorologie et dynamique atmosphérique
GALLIEN	T	Embryologie
EICHHORN	T	Botanique
DE CUGNAC	T	Biologie Végétale (S.P.C.N.)
Mlle CAUCHOIS	T	Chimie Physique
THELLIER	T	Physique du Globe
L'HÉRITIER	T	Biologie Générale (Orsay)
GRIVET	T	Radioélectricité (Orsay)
PONCIN	T	Mécanique Générale
DUBREIL	T	Arithmétique et théorie des Nombres
QUELET	T	Chimie Organique
CAGNIARD	T	Géophysique appliquée
CHAMPETIER	T	Chimie macromoléculaire
CUVILLIER	T	Micropaléontologie
JUNG	T	Pétrographie
TRILLAT	T	Microscopie et diffraction électronique
WIEMANN	T	Chimie organique et struc.
JACQUINOT	T	Spectroscopie et physique céleste (Orsay)
VASSY	T	Physique de l'atmosphère
DESTOUCHES	T	Théories Physiques
AMIEL	T	Chimie générale
HOCART	T	Minéralogie et Cristallog.
J. P. MATHIEU	T	Physique (Optique)
COUTEAUX	T	Biologie animale (P.C.B.)
MAY	T	Zoologie (Orsay)
CHOQUET	T	Théorie des fonctions et Topologie
FELDMANN	T	Biologie Végétale marine
GUINIER	T	Physique des Solides (Orsay)
JOST	T	Physiologie comparée
FORTET	T	Calcul des Probabilités et Physique math.
SCHWARTZ	T	Calcul diff. et Intégral
CHOUARD	T	Physiologie Végétale
MALAVARD	T	Aviation (Techn. Aéronaut.)
BRELOT	T	Calcul diff. et intégral
NORMANT	T	Synthèse organique générale
BENARD	T	Chimie Minérale
BUVAT	T	Botanique (E.N.S.)
DUGUÉ	T	Statistiques Mathématiques
SOULAIRAC	T	Psychophysiologie
ULRICH	T	Physiologie Végétale
MARÉCHAL	T	Optique théorique et Appl.
KIRRMANN	T	Théories Chimiques
CHADEFAUD	T	Botanique
Mlle LE BRETON	T	Physiologie de la nutrit.
SALEM	T	Mathématiques générales
LELONG	T	Applic. de l'analyse à la géométrie
DEVILLERS	T	Anatomie et Histologie Comp.
EHRESMANN	T	Topologie Algébrique
FRANCON	T	Physique (S.P.C.N.)
GLANGEAUD	T	Géographie phys. et Géologie dynamique
GODEMENT	T	Mathématiques (M.P.C.)
PISOT	T	Tech. Mathém. de la Physique
ROCH	T	Géologie
SCHATZMAN	T	Astrophysique
TERMIER	T	Paléontologie stratig.
ZAMANSKY	T	Mathématiques générales
LENNUIER	T	Physique (M.G.P.)
RIZET	T	Génétique (Orsay)
ROUTHIER	T	Géologie appliquée
Mme TONNELAT	T	Physique Théorique
DIXMIER	T	Mathématiques (M.P.C.)
SOUCHAY	T	Chimie générale
AIGRAIN	T	Electrotechnique géné.
BRUSSET	T	Chimie systématique
M. LEVY	T	Physique théorique des hautes énergies (Orsay)
Mme CHAIX	T	Chimie biologique
Mme HUREL-PY		Biologie Végétale (P.C.B.)
PIAUX	T	Chimie (M.P.C.)
BRUN	T	Mécan. théorique des Fluides
LEDERER	T	Chimie biologique
Mme DUBREIL	T	Mathém. (Agrégation)
Mme LELONG	T	Mathématiques (E.N.S.)
BELLAIR	T	Géologie (S.P.C.N.)
COTTE	T	Physique électricité
DUBOIS J.E.	T	Chimie organique
LAMOTTE	T	Zoologie (E.N.S.)
MICHEL A.	T	Chimie Minérale (Orsay)
OLMER	T	Energétique générale
ROUAULT	T	Electricité (Orsay)
GAUTHIER	T	Mécanique appliquée
BARCHEWITZ	T	Chimie Physique
BROSSEL	T	Physique atomique
BUSER	T	Physiologie comparée
CAMUS	T	Physiologie Vég. B.M.P.V.
CASTAING	T	Physique (Orsay)
CURIEN	T	Minéralo. et Cristallog.
MOYSE	T	Physiologie Végé. (Orsay)
NOIROT	T	Evolution des Etres Org.
PANNETIER	T	Chimie générale (Orsay)
POSSOMPES	T	Zoologie
PULLMANN	T	Chimie théorique
TEILLAC	T	Physique Nucl. et Radio-activité
TONNELAT	T	Biologie Physico-chim.
VILLE	T	Econométrie
WILLEMART	T	Chimie (P.C.B.)
DODE	T	Chimie (Orsay)
FREYMANN	T	Recherches Physiques
GUINOCHET	T	Biol. Vég. S.P.C.N. (Orsay)
ROLLET	T	Chimie (P.C.B.)
Mlle JOSIEN	T	Chimie S.P.C.N.
CHEVALLEY	T	Géométrie algébrique et théorie des groupes
ARNOULT	T	Electronique (Orsay)
CHAPELLE	T	Physique (Orsay)
DELANGE	T	Mathématiques (Orsay)
DENY	T	Mathématiques Géné. (Orsay)
GERMAIN	T	Mécan. théor. des fluides
LUCAS G.	T	Géologie
ALLARD	T	Chimie Physique
BERTHELOT	T	Physique Fondamentale des Hautes Energies (Orsay)
BRICART	T	Météorologie et phys. de l'Atmosphère
Mme ALBE-FESSARD	T	Psychophysiologie
FRIEDEL	T	Physique des Solides (Orsay)
M. JULIA		Etude des Moléculaires naturelles complexes
LENDER	T	Biol. Animale (S.P.C.N.) Orsay
MAGAT		Physico-chimie des radio-éléments
Mlle QUINTIN	T	Electro-chimie
MONOD	T	Chimie du métabolisme
BENOIT	T	Physiol. Anim. (Orsay)
DE POSSEL	T	Analyse numérique
CHARLOT	T	Chimie analytique
HAISSINSKY	T	Radiochimie
LEMEE	T	Physiol. Vég. B.M.P.V. (Orsay)
GUERIN	T	Chimie M.P.C. (Orsay)
CHATELET M.	T	Chimie (P.C.B.).
JEAN	T	Physique Nucléaire (Orsay)
MATTLER	T	Physique S.P.C.N.
MICHEL L.		Phys. Théor. des Htes Energies (Orsay)
BERGERARD	T	Zoologie (Orsay)
BERTEIN	T	Electronique (Orsay)
BOUISSIERES		Chimie des Radioéléments (Orsay)
Mme COUTURE	T	Thermodynamique et Méc. physique
ELLENBERGER	T	Géologie appli. s/le terr.
FRANC		Biol. Animale (P.C.B.)
SCHNELL		Botanique tropicale (Orsay)
STOLKOWSKI		Physiologie générale
ACHER		Chimie Biol. (Orsay)
BAUDOIN		Biologie animale P.C.B.
BEAUMONT		Biologie animale S.P.C.N.
BLAMONT	T	Géophysique Ionosphère
BOURREAU		Botanique
CURIE D.		Physique (M.G.P.)
DURAND-DELGA		Géologie
FREON	T	Chimie organique (Orsay)
HELLER	T	Physiologie végétale
TORTRAT	T	Calcul des probabilités
CAILLEUX		Géologie (S.P.C.N.)
MAGNAN	T	Physique (S.P.C.N.)
DAUDEL	T	Mécanique ondulatoire appl. à la Chimie théorique et à la phys. nucléaire
Mlle FOURCROY		Biol. Végétale (S.P.C.N.)
Mme CHOQUET-BRUHAT	T	Méc. Analytique et Méc. céleste
Mlle VEIL		Physiologie Générale
LWOFF	T	Microbiologie
SIESTRUNCK	T	Mécan. Phys. et Expérim.
LACOMBE	T	Métallurg. des métaux nucléaires
BROCHARD	T	Physique P.C.B. (Orsay)
CABANNES	T	Mécanique générale
LESIEUR	T	Mathématiques M.P.C. (Orsay)
MAZET	T	Mécanique générale (Orsay)
CAIRE		Géographie phys. et Géol. Dynamique
COMOLET	T	Mécanique des Fluides
CORABŒUF		Physiologie Animale
DELLOUE		Physique de l'exosphère
GORENFLOT		Botanique II (Orsay)
HOUILLON		Biologie Animale P.C.B.
JULLIEN J.	T	Théories Chimiques
MALGRANGE	T	Techn. Math. de la Phys.
OLIVIER		Anthropologie
NOZERAN	T	Botanique II (Orsay)
BLANC-LAPIERRE		Physique E.N.S. (Orsay)
CHEVAUGEON	T	Botanique (Orsay)
KAHANE	T	Mathématiques (Orsay)
SAMUEL	T	Mathématiques E.N.S. féminine
KOURGANOFF	T	Astronomie (Orsay)
THIRY	T	Mécanique céleste

Secrétaire général ..... R. POULLAIN

A MON PERE

Avec toute mon admiration

A être crédule, il y a plus à gagner qu'à perdre. La crédulité engage un homme d'esprit dans des recherches qui souvent le désabusent s'il est dans l'erreur, mais qui toujours l'instruisent de ce qu'il ignorait.

D. PERNETY.

AVANT-PROPOS

Ma profonde reconnaissance va à mon Maître, le Professeur P. Bastien qui a proposé le sujet de la présente thèse et en a dirigé les études avec un soin constant.

Que Monsieur le Professeur G. Chaudron, Membre de l'Institut, veuille bien trouver ici l'expression de mes respectueux remerciements pour son patronage et la bienveillante attention qu'il a accordée à ces travaux.

Les travaux ont été effectués au Centre de Recherches de Physique de l'Ecole Centrale, avec l'appui de l'Institut de Recherches de la Sidérurgie dont nous remercions bien vivement les Directeurs, Messieurs Allard et G. Delbart. Nous remercions aussi particulièrement les laboratoires des Usines du Creusot de leur assistance bienveillante.

Tous mes camarades du Centre de Recherches et de l'IRSID voudront bien trouver ici l'expression de ma gratitude pour les travaux qu'ils m'ont fournis et le soutien moral qu'ils m'ont accordé.

Je remercie également Monsieur P. Azou, Chef du laboratoire de Physique des Métaux et le personnel de l'Ecole pour l'aide matérielle qu'ils m'ont apportée.

PRÉFACE

La forgeabilité, au même titre que la coulabilité et la soudabilité mais dans un domaine tout différent, fait partie de cet ensemble de propriétés complexes sur lesquelles le Professeur Albert Portevin a non seulement attiré vivement l'attention, mais également fait un apport personnel fondamental.

Définie comme l'aptitude d'un métal à la mise en forme par écoulement plastique, la forgeabilité peut être caractérisée à l'aide d'essais de laboratoire, relativement simples à exécuter dès que l'appareillage nécessaire a été créé, dont l'intérêt est de permettre d'éviter des tâtonnements industriels longs et coûteux et également d'étudier, de façon approfondie, certains phénomènes fondamentaux.

Dans la caractérisation des propriétés mécaniques à températures élevées des matériaux métalliques, deux domaines sont à distinguer : celui de la recherche d'alliages résistants à chaud et celui de la mise en évidence des possibilités et des conditions de façonnage à chaud. Le deuxième, qui fait essentiellement l'objet du travail que nous présentons ici, met en jeu des températures et des vitesses de déformations nettement plus élevées que le premier.

Pour l'étude de la forgeabilité des aciers, ceci nécessite d'avoir recours à des atmosphères contrôlées pendant la durée du chauffage et le déroulement de l'essai ; de plus, comme l'ont montré les travaux de A. Portevin, Pretet et Jolivet dans le domaine des aciers, et ceux de A. Portevin et de nous-mêmes dans celui des alliages légers et ultra-légers, il est nécessaire de pouvoir utiliser une gamme étendue de vitesses de déformations plastiques.

L'appareillage indispensable une fois réalisé et soigneusement mis au point, M. Philippe Portevin a pu se pencher sur l'étude de phénomènes encore mal connus au point de vue mécanismes et ceci à propos d'aciers industriels. L'essentiel de son travail est relatif à l'influence des oligo-éléments sur la forgeabilité des aciers au carbone mi-durs et, en particulier, il a pu mettre en évidence les caractères curieux de la baisse de plasticité à chaud qui se manifeste à des degrés divers, fonction notamment de la vitesse de déformation dans les aciers lorsqu'ils renferment une teneur en aluminium de calmage dépassant une certaine limite. Il a pu caractériser le rôle du nitrure d'aluminium qui, par le canal de l'aluminium, élément alphagène, provoque la formation, le long des joints des cristaux de la structure austénitique existant à chaud, d'îlots de ferrite dont la présence est liée au phénomène constaté et l'explique. Ce mécanisme permet d'ailleurs de concilier entre elles des opinions quelque peu discordantes concernant l'action d'une phase dispersée en petite quantité sur la forgeabilité d'une autre phase.

En dehors de l'examen de l'action de quelques autres oligo-éléments généralement présents dans l'acier, M. Philippe Portevin a pu également, à propos d'échantillons prélevés dans de très gros lingots d'acier, mettre en évidence l'action des ségrégations de sulfure de manganèse, sous forme de veines sombre, sur la forgeabilité.

On ne saurait trop souligner l'intérêt d'études poussées, à caractère fondamental, faites à propos de phénomènes, gênants et même quelquefois dangereux, constatés dans l'industrie : il y a là matière à progrès dans nos connaissances et aussi conséquences pratiques dans la conduite des opérations de fabrication. Nous sommes donc particulièrement heureux de présenter ici cet intéressant travail, poursuivi par M. Philippe Portevin, au Centre de recherches de Physique des Métaux de l'Ecole Centrale des Arts et Manufactures, avec l'aide matérielle des Usines du Creusot et l'appui financier de l'Institut de Recherches de la Sidérurgie, que nous remercions bien vivement.

Paul BASTIEN,
Directeur de la Recherche Scientifique
et Professeur à l'Ecole Centrale
des Arts et Manufactures.

INTRODUCTION

Le forgeage, sous toutes ses formes, est une des plus anciennes méthodes de mise en forme des métaux. Depuis très longtemps les forgerons et les lamineurs se sont aperçus que certains éléments d'alliage, même en quantité très faible, pouvaient leur occasionner de sérieux déboires au cours de l'opération de forgeage. Cela avait été en particulier le cas de l'acier ; l'expérience a enseigné que des impuretés ou des oligo-éléments pouvaient avoir une influence nuisible sur les propriétés de déformation à chaud des aciers et ceci d'ailleurs de façon plus ou moins importante, suivant le mode de forgeage utilisé. Le soufre a été le premier élément dont l'action nuisible sur la forgeabilité a fait l'objet d'études. Depuis, l'influence de nombreux autres corps sur la malléabilité a été mise en évidence et, parmi ces éléments, l'aluminium a été particulièrement étudié depuis 1925. En effet il est toujours présent dans les aciers calmés et son action défavorable à la forgeabilité est connue depuis longtemps sans que le mécanisme ait été mis en évidence.

Pour aborder le problème, il nous a fallu tout d'abord définir la forgeabilité à chaud et surtout la forgeabilité en tant que caractère intrinsèque du métal, indépendant des facteurs de forgeage. L'étude de cette notion de forgeabilité intrinsèque, souvent méconnue, fait l'objet de la première partie du premier chapitre. Ensuite dans la deuxième partie de ce chapitre, on essaie de dégager les principaux facteurs de forgeabilité. L'étude bibliographique sur les différents essais de forgeabilité a révélé que chaque forgeron ou chaque chercheur avait son essai de forgeabilité adapté, avec plus ou moins de bonheur, à la fabrication qu'il devait contrôler ou à la recherche qu'il devait effectuer. La troisième partie du premier chapitre est donc consacrée à un passage en revue des différents essais de forgeabilité et une étude des facteurs qui permettent le choix d'un essai de forgeabilité. Cette revue bibliographique poussée, appuyée par une étude succincte des théories modernes sur le mécanisme de la déformation et de la rupture à chaud des métaux, nous permet de motiver le choix que nous avons fait de la traction et de la torsion comme essais de forgeabilité.

Le deuxième chapitre est consacré à une discussion des résultats des différents auteurs ayant publié sur la forgeabilité, surtout en ce qui concerne l'influence de la structure du métal et l'influence de la composition chimique sur la forgeabilité des aciers.

Après une brève description des appareillages conçus et réalisés pour ces recherches (chapitre III), les chapitres suivants (IV, V, VII) exposent les résultats trouvés pour l'action de l'aluminium, l'étain, le cuivre et l'arsenic sur la forgeabilité de l'acier mi-dur. Ces oligo-éléments sont présents dans les aciers et lorsque leur teneur dépasse une certaine quantité, ils deviennent nuisibles pour la malléabilité à chaud. L'aluminium vient de l'opération de calmage de ces aciers. L'étain et le cuivre proviennent des ferrailles et, n'étant pas éliminés au cours des traitements métallurgiques, leur teneur augmente avec le nombre de refusions, ce qui conduit à une élévation générale au cours du temps de la quantité d'étain et de cuivre dans les aciers fins. L'arsenic, lui, provient de certains minerais. Leur action sur la forgeabilité des aciers est identique : ils la font diminuer et la chute de malléabilté qui résulte de leur présence peut aller jusqu'à rendre ces aciers inforgeables dans certaines conditions.

Nous avons non seulement précisé cette action nuisible et les teneurs à ne pas dépasser, mais nous avons cherché les différences dans les mécanismes d'action de ces éléments qui ont une influence identique sur la forgeabilité de l'acier mi-dur. Ces différents modes d'action une fois mis en évidence permettent d'envisager des traitements thermiques ou mécaniques qui éliminent la fragilité à chaud, ces traitements n'étant pas les mêmes bien entendu pour les fragilités à chaud provoquées par chaque oligo-élément.

Le plan suivi pour l'exposition de cette étude est par conséquent le suivant :

I. — Forgeabilité à chaud.
  Définition.
  Facteurs de forgeabilité.
  Choix d'un essai de forgeabilité.

II. — Résultats des différentes études de la forgeabilité.

III. — Description de l'appareillage utilisé.

IV. — Action de l'aluminium.

V. — Action de l'étain et du cuivre.

VI. — Action de l'arsenic.

CHAPITRE I

FORGEABILITE A CHAUD

I. — DEFINITION DE LA FORGEABILITE A CHAUD.

a) **Forgeabilité.**

Lorsqu'on veut former un métal, c'est-à-dire obtenir à partir d'un lopin de métal brut une pièce aux formes définies, on peut avoir recours à deux procédés, l'usinage qui procède par enlèvement de matière et le forgeage qui fait intervenir une déformation plastique du matériau brut. Le forgeage est le terme générique qui désigne tous les procédés d'obtention de la forme (formage) par déformation sans enlèvement volontaire de matière. (Il est à remarquer que les opérations de forgeage conduisent quand même à des pertes accessoires de matière, tant par oxydation superficielle lorsqu'on opère à chaud, que par mise aux déchets de matière superflue ou accessoire ; amarrages dans le forgeage, chutes de laminage, cavités d'estampage, culots de filage, etc...).

Ainsi défini, le forgeage englobe non seulement le forgeage à la presse et au marteau, mais aussi le laminage, l'emboutissage, le filage, le matriçage, l'estampage, le perçage, le bigornage, etc...

Il est à remarquer que dans la plupart de ces opérations, on est obligé, pour obtenir le produit désiré, de lui faire subir un certain nombre d'opérations successives (les passes de laminage par exemple) et la diversité de ces modes de forgeage correspond à la diversité des modes et vitesses de déformation et du nombre d'opérations. Economiquement, on a intérêt à réduire le nombre d'opérations et, par conséquent, à pousser au maximum l'intensité ou amplitude de la déformation à chaque opération élémentaire. Or, deux conséquences de cette déformation en limitent l'amplitude :

1° l'écrouissage du métal qui accroît la résistance du métal à la déformation, que l'on peut faire disparaître, soit après déformation (recuit), soit pendant la déformation en utilisant la chaleur propre du produit (autorecuit) ;

2° la rupture du métal par fissuration ou crique, ce qui conduit généralement à rebuter la pièce.

Nous sommes donc amenés à considérer deux caractéristiques du métal :

1° la résistance à la déformation qui conditionne la puissance de l'engin de forgeage,

2° la capacité de déformation avant apparition de la crique, dont l'expression est la *forgeabilité.*

Ces deux caractéristiques du forgeage sont très différentes l'une de l'autre, la résistance à la déformation étant une propriété intrinsèque du métal, et la forgeabilité une propriété complexe qui, comme telle, fait intervenir une quantité de variables indépendantes du métal, que nous appellerons les facteurs de forgeage. L'importance relative de ces deux caractéristiques est très variable suivant le mode de déformation et, en particulier, suivant le degré de contrainte imposé au métal pendant la déformation. On pourrait donc, lorsqu'on examine le problème du forgeage, les confondre. Or, il convient de noter, alors que la forgeabilité — propriété spécifique et technique — est impérative, c'est-à-dire que, caractéristique d'un métal, elle en conditionne le choix, que la résistance à la déformation n'est qu'une condition économique. Si un métal est forgeable, la résistance qu'il oppose à la déformation n'entrera en ligne de compte que pour des questions de prix de revient et d'outillage, l'engin de forgeage disponible étant ou n'étant pas suffisamment puissant.

En bref, par forgeabilité, on entend définir la part de responsabilité qui incombe au métal dans le forgeage ou déformation plastique. De plus, comme nous l'avons vu, ces mêmes considérations économiques conduisent à envisager un nombre le plus réduit possible de passes, chaque passe coûtant cher, et partant, une déformation la plus importante possible par passe, ce qui pose le problème de l'écrouissage. Celui-ci s'oppose à la déformation en augmentant la résistance du métal et on se trouve obligé, si l'on ne veut pas employer des engins de forgeage très puissants, de faire disparaître cet écrouissage en élevant la température : d'où l'intérêt du forgeage à chaud qui, lui, n'est limité en intensité ou amplitude que par apparition de la fissure ou crique. C'est ce qui a conduit à poser le problème de la forgeabilité à chaud.

Après avoir défini ce que nous entendons par forgeabilité, il y a lieu de préciser ce que l'on entend par « travail à chaud ».

b) **Travail à chaud et à froid.**

Ce que l'on désigne souvent par travail à chaud est le travail effectué à des températures supérieures à la température de recristallisation, celle-ci s'accomplissant au fur et à mesure que le métal subit la déformation, supprimant ainsi l'écrouissage.

Or, cette conception suppose l'équivalence d'une déformation à chaud et d'une déformation à froid suivie de recuit à la température de déformation. Si l'on considère les variations de dureté, celles-ci traduisant l'écrouissage accompagnant d'une part le recuit après écrouissage, et, d'autre part, la déformation effectuée à la température de ce recuit, nous pouvons mettre en évidence, d'après A. Portevin, plusieurs températures :

1° On chauffe à la température θ après déformation (recuit après écrouissage), la dureté finale va s'abaissant à partir d'une température :

θ_R qui est la température de début de restauration que l'on peut en première approximation confondre avec la température de recristallisation

θ_r après écrouissage ; la dureté ne revient à sa valeur initiale $\triangle$ que pour une température :

θ'_r supérieure à θ_r ;

2° On effectue la déformation à la température θ ; le durcissement diminue pour une température :

θ_a inférieure à θ_r et devient nul au-dessus de

θ'_a supérieure à θ_a ; le traitement n'apporte plus d'écrouissage.

On a donc voulu considérer θ_R comme la limite supérieure des traitements mécaniques à froid et θ_a comme limite inférieure des traitements à chaud. Or ces différentes températures dépendent d'un grand nombre de facteurs et, en particulier, du temps sous la forme vitesse de déformation et durée de chauffage. Il est donc très difficile de comparer ces différentes vitesses entre elles ; en particulier, lors des traitements mécaniquesà chaud, θ_a température de début de recristallisation n'est pas comparable à θ_R après forgeage à froid, car, au cours du forgeage à chaud, la recristallisation commence avant que l'écrouissage ait atteint son taux maximal. De plus, comme l'a souligné A. Portevin, il n'est pas certain que toutes ces températures tendent vers une limite commune (qui serait la frontière entre traitement à chaud et à froid), quand les durées de déformation à chaud ou de recuit après écrouissage augmentent indéfiniment et ceci pour deux raisons :

1° Il n'est pas prouvé que θ_r tende vers θ_R, les phénomènes correspondant procédant de mécanismes différents. Comme $\theta'_r \geqslant \theta_r$, il se peut que θ'_R n'atteigne jamais θ_R.

2° Il n'est pas évident, non plus, que θ_r tende vers θ_R car, comme nous le disions plus haut, le mécanisme de l'adoucissement en cours de déformation est différent de celui de l'adoucissement après déformation.

De toutes ces considérations, il résulte qu'il est hasardeux de s'adresser à une qualité du métal telle que la dureté et sa variation pour définir la limite des traitements à chaud et à froid. En effet, la variation de cette qualité peut ne pas traduire certains changements structuraux du comportement du métal que produit le changement du mode de formage. Et pour trouver une délimitation plus nette et plus féconde, il faut envisager ce qui se produit lorsque l'on passe d'un mode de déformation à l'autre, dans le métal, à l'échelle micrographique et à l'échelle cristalline.

Les deux modes de déformation, tels que les avait déjà définis Osmond, sont :

1° les déformations intergranulaires liées à la structure cellulaire formée par le réseau irrégulier des joints de grains,

2° les déformations intragranulaires, dépendant de la structure cristalline formée par le réseau cristallin, géométrique régulier.

A la température ordinaire et aux températures peu élevées, c'est la structure cristalline du métal qui intervient, et cela, de différentes façons. En effet, la plasticité d'un métal sera fonction :

— de son aptitude aux glissements cristallins et de la variation de cette aptitude avec la température. Cette aptitude dépend de la structure cristalline (en particulier elle est très grande pour les cubiques à faces centrées) et dépend aussi de la température dont l'élévation peut intervenir en libérant des plans de glissement (exemple du magnésium) ;

— de son aptitude à la formation de mâcles et sa variation avec la température ;

— de son aptitude à la polygonisation ;

— de son aptitude à l'écrouissage, à la restauration et à la recristallisation.

Or, ces considérations rendent compte de façon très satisfaisante du comportement des divers métaux et alliages au formage à froid et aux températures plus élevées. Elles expliquent, en particulier, pourquoi les laitons α et les aciers inoxydables austénitiques (cubiques à faces centrées) sont respectivement plus faciles à former que les laitons β et les inoxydables ferritiques (cubiques centrés).

Cependant, à ces températures assez basses, la déformation et la rupture peuvent être intercristallines ; dans certains cas, en particulier ceux des déformations à vitesse très lente, le joint de grain peut être moins résistant que les grains qui l'entourent, à cause des orientations cristallines réciproques de ces deux constituants du métal. Il y alors amorce de fissure au joint de grain, due à une déformation plastique très localisée et très intense. Le cisaillement (1) au joint de grain est devenu possible et le métal exhibe alors une faible ductilité.

Si l'on élève la température de déformation, le métal retrouve alors sa plasticité, ce qui est dû, soit à la possibilité de déformation du grain, soit à sa recristallisation. Ces deux processus impliquent un déplacement libre et facile du joint de grain, ce qui empêche la concentration d'efforts et l'amorçage de fissures. On peut donc définir deux zones de températures :

a) les températures normales ou basses, pour lesquelles les déformations cristallines sans intervention notable du joint de grain dominent ;

b) les températures élevées où les déformations intercristallines sont prédominantes, ce qui exige que le joint de grain se déplace facilement.

Ceci permet de reprendre la définition de la « température d'équicohésion ». Celle-ci serait la température pour laquelle la déformation cesse de se faire sans déplacement notable du joint de grain, pour s'accompagner d'une migration ou d'une déformation facile et rapide de ce joint.

Il est d'ailleurs à noter que ces deux modes de déformation sont sous la dépendance des mêmes facteurs et que, pendant la déformation, le métal, aux joints de grains et à l'intérieur des grains, réagit de la même façon pour dissiper les concentrations d'efforts : à l'intérieur des grains par la restauration ou la recristallisation, aux joints des grains par la migration de ceux-ci et aussi par la recristallisation. Nous verrons ceci plus loin lorsqu'il s'agira d'étudier le comportement des alliages à haute température (voir théorie de Grant (2) page 18).

Cette considération de deux zones de température permet de définir une *température d'équicohésion* qui délimite les deux zones de température, et que l'on peut prendre comme séparation entre les déformations et traitements à froid et à chaud.

Ayant ainsi défini conventionnellement ce que nous entendons par forgeabilité et traitement à chaud, nous pouvons aborder l'examen des facteurs de forgeabilité.

II. — FACTEURS DE FORGEABILITE.

La forgeabilité, ou plutôt la ductilité, qualité caractéristique d'un métal, ne peut se définir que si l'on a précisé les autres facteurs qui influent sur cette propriété complexe. Ceci est, en particulier, très important pour les essais de laboratoire qui veulent mettre en évidence la forgeabilité. Il faut impérativement définir tous les facteurs de forgeabilité dans une série d'essais pour que ceux-ci soient comparables à d'autres séries d'essais de laboratoire et comparables à des résultats obtenus à l'usine par des procédés industriels. En particulier, lorsque Unterweiser (3) remarque que les essais de forgeabilité applicables aux opérations de presse ne conviennent pas pour les opérations au marteau-pilon, par exemple, cela vient du fait qu'il n'a pas fait intervenir dans son étude des essais de forgeabilité, cette notion de facteurs de forgeabilité. La ductilité (ou forgeabilité intrinsèque) du métal doit être étudiée en fonction de ces paramètres et, par exemple, un essai de forgeabilité pourra être valable à la fois pour la presse et le marteau-pilon, s'il peut étudier l'influence de la variation du facteur vitesse de la déformation.

Les principaux facteurs de forgeabilité, dans la pratique du formage à chaud et dans la pratique des essais de laboratoire, sont :

1° le mode de déformation ;

2° la vitesse de déformation ;

3° la température ;

4° les conditions à la surface définissant le contact du métal à forger et de l'outil de forgeage.

a) **Mode de déformation.**

A. Portevin a classé les différents modes de formage à chaud suivant le « degré de liberté » qu'ils laissent au métal pour se déformer (4). Pour ne pas introduire de confusion avec un terme de mécanique et physique générale, nous avons préféré remplacer dans ce qui va suivre, le terme « degré de liberté » par celui de « degré de contrainte » qui en est l'inverse. En première approximation, on peut définir ce degré de contrainte par le rapport du nombre de directions dans lesquelles le métal subit une contrainte au nombre de directions dans lesquelles le métal peut se déformer. Par exemple, les déformations en compression pure imposent au métal un fort degré de contrainte, celui-ci n'étant pas compressible, tandis que les déformations par extension ont un degré de contrainte faible, puisqu'il est ductile. Ainsi les deux limites sont : la compression hydrostatique de degré de contrainte maximale, car la déformation ne peut se faire dans aucune direction et l'expansion hydrostatique de degré de contrainte minimale, la déformation pouvant se faire dans toutes les directions. Et l'on voit ainsi que l'on peut passer de la compression à l'expansion par bonds successifs en ajoutant à chaque bond une direction de déformation.

Le métal se déformant par glissement et périssant par cisaillement devra avoir une forgeabilité d'autant plus grande que le mode de déformation auquel il est soumis lui impose un plus faible degré de contrainte, c'est-à-dire qu'il travaillera plus en extension dans un plus grand nombre de directions. Ainsi des matériaux très fragiles (sans aucune forgeabilité) peuvent être déformés plastiquement par compression hydrostatique (cas du marbre cité par Mesnager) tandis qu'en expansion hydrostatique aucun métal, aussi forgeable soit-il, ne tient sans crique pour une déformation un peu poussée. Il est d'ailleurs à remarquer que ces deux cas extrêmes choisis pour les besoins de la démonstration ont des équivalents technologiques assez proches, c'est-à-dire qu'il y a des modes de formage réalisant assez bien ces deux conditions extrêmes.

D'abord le filage, le métal étant sous compression et s'écoulant par une filière se rapproche de la condition « degré de contrainte maximale » et de ce fait, un grand nombre de métaux inforgeables autrement peuvent se filer.

D'autre part le perçage à chaud et également le laminage genre Mannesmann, où il y a expansion radiale dans toutes les directions autour d'un axe, réalise la condition de contrainte faible la plus défavorable et nécessite une excellente forgeabilité.

De même on peut classer les modes de forgeage par degré de contrainte décroissant en ajoutant une ou plusieurs directions de déformation au filage :

— matriçage et estampage ;

— laminage en cannelure fermée ;

— laminage en cannelure ouverte ;

— laminage entre deux cylindres lisses ;

— forgeage entre deux plateaux.

Il est évident que ces considérations de degré de contrainte sont très importantes dans la pratique lorsqu'il s'agit de comparer deux ou plusieurs modes de formage ayant entre eux de grandes différences dans ces degrés de

contrainte. Ces considérations deviennent plus délicates lorsqu'il s'agit de comparer entre eux des essais de laboratoire classique, n'introduisant que peu de différence dans les degrés de contrainte mis en jeu. Il est difficile de dire : tel essai nécessite une plus grande forgeabilité du métal qu'un autre. On peut cependant dire que l'essai de torsion par exemple et en particulier l'essai de torsion avec extrémités de l'éprouvette fixes, exerçant un plus grand degré de contrainte sur le métal, exige de lui une moins grande forgeabilité que l'essai de traction pure par exemple.

En résumé, plus la force agissant sur un métal pendant la déformation est simple (en sens et direction) et moins les outils de formage ont de contacts avec le métal, plus le degré de contrainte imposé au métal est faible.

Pour une étude du comportement d'un acier à un mode de formage donné, ces mêmes considérations conduisent à adopter, non pas un essai de laboratoire classique, mais un essai plus technologique reproduisant plus fidèlement les conditions et en particulier le degré de contrainte du formage en cause. Il faut donc que l'essai de forgeabilité, pour être applicable à plusieurs fabrications, puisse étudier, reproduire l'effet de la variation de ce facteur degré de contrainte ou plus technologiquement mode de déformation.

b) **Vitesse de déformation.**

Le second facteur de forgeabilité est la vitesse à laquelle on fait subir la déformation au métal. Celle-ci est extrêmement variable avec l'appareil de forgeage et le mode de déformation, depuis la presse qui peut agir très lentement jusqu'au pilon qui opère par choc en passant par le laminoir et la presse à filer.

Ce facteur technologique qui dépend de l'appareillage va avoir une répercussion énorme sur le comportement du métal. En effet, le comportement plastique du métal est très différent suivant la vitesse. De plus le fait que l'on opère à chaud implique, nous l'avons vu plus haut, toute une série de phénomènes tels que la coalescence, la recristallisation du métal écroui, la diffusion ou la précipitation d'éléments d'alliages et d'oligo-éléments, phénomènes qui ont une vitesse propre et vont ainsi avoir une influence considérable sur le comportement du métal, en fonction de la vitesse de déformation. Les essais de forgeabilité doivent donc couvrir toute la gamme des vitesses de déformations industrielles, depuis celles très lentes jusqu'à la déformation par choc.

c) **Température.**

L'importance de ce facteur a déjà été mise en évidence lorsque l'on a cherché à définir les essais à chaud. D'autre part, il faut remarquer qu'il agit en relations très étroites avec le facteur vitesse. En effet, les phénomènes que nous avons mentionnés au sujet de la vitesse sont sous la dépendance directe de la température. De plus la vitesse conditionne une perte ou une augmentation de chaleur du produit forgé.

En fait la température est, avec la vitesse, la variable principale employée dans l'étude de la forgeabilité.

d) **Etat de surface.**

Ce facteur, important surtout dans la pratique industrielle du forgeage, conditionne le contact métal-matrice ou métal-outil de forge. Il comprend l'état de surface du métal proprement dit, et aussi les conditions de lubrification.

Son effet est très variable suivant les conditions mécaniques du contact métal-outil de forge et en particulier très sensible aux vitesses relatives à ce contact. Il comporte aussi l'effet des propriétés chimiques du métal en surface : aptitude à la formation de calamine, sulfuration, nitruration.

Au laboratoire, on essaie généralement d'éliminer ce facteur, qui doit faire l'objet d'une étude à part. En effet, il est très complexe, dépendant non seulement des propriétés chimiques du métal, mais aussi, comme nous venons de le voir, fortement influencé par les conditions de l'essai. Il est donc très variable d'un essai à l'autre et son introduction parmi les variables d'une série d'essais mécaniques entraînerait d'énormes dispersions sans apporter sans doute de résultats valables.

Nous verrons que c'est un des principaux reproches que l'on peut faire à l'essai de compression. D'autre part, on peut classer sous cette rubrique état de surface un facteur secondaire, qui peut cependant avoir une grande importance, le rôle de l'atmosphère pendant le forgeage, soit dans le cas de surface en contact entre outil et pièce à forger, soit dans le cas où il n'y a pas de contact, mais réaction de la surface du métal avec l'atmosphère ambiante pendant l'essai.

Draper, dans son étude « Valeur des essais de forgeabilité » (5), divise la forgeabilité en trois parties : effort de déformation (flow-stress), ductilité et coefficient de friction. Nous avons vu que l'effort de déformation ne relevait pas du domaine de la forgeabilité proprement dite. Et si l'on tient compte qu'il conclut de son étude que la température et la vitesse de déformation ont une énorme influence, nous voyons qu'il arrive à peu près à retrouver les facteurs de forgeabilité définis par A. Portevin quoiqu'il introduise la ductilité comme facteur alors qu'elle est la propriété étudiée, et qu'il néglige le facteur mode de déformation.

III. — ESSAIS DE FORGEABILITE.

L'essai idéal de forgeabilité serait celui qui, toutes conditions de l'expérience fixées, donnerait sinon une valeur intrinsèque de la forgeabilité du métal du moins des indications permettant un chiffrage de cette forgeabilité, valable pour un métal donné pour toute méthode de forgeage que l'on voudrait bien lui appliquer. Il faudrait qu'on puisse étudier avec ce procédé l'action sur la forgeabilité des différents facteurs que nous avons énumérés. De plus il devrait, pour être utilisable en laboratoire, se faire

sur une éprouvette de petit volume, de façon simple et rapide. Il devrait servir non seulement pour avoir sur la plateforme du four d'élaboration ou à l'atelier de forgeage les premiers renseignements sûrs et rapides sur la forgeabilité de l'acier que l'on va couler ou que l'on va forger, mais encore comme moyen précis d'investigation au cours d'études plus longues et plus poussées au laboratoire.

Telles sont les premières considérations que nous devons faire pour choisir un essai caractéristique de la forgeabilité. Nous voyons d'abord qu'il faut que l'essai soit valable. Autrement dit, il faut qu'il représente la forgeabilité ou son inverse la criquabilité. Il doit donc, selon le principe si souvent mis en évidence par A. Portevin sur le choix des essais mécaniques, exagérer le défaut à mettre en évidence, c'est-à-dire faire travailler le métal dans des conditions aussi dures que possible.

Mais là se présentent les deux voies différentes que nous avons décrites au paragraphe précédent en parlant de l'essai idéal. Ou bien le but de l'essai de forgeabilité est la caractérisation de cette qualité dans un alliage que l'on va forger (essai d'atelier), ou bien son but est l'étude des variations de cette qualité en fonction des facteurs vus plus haut et nous sommes alors en présence d'un essai de laboratoire. Ce sont ces deux conditions qui vont orienter *a priori* le choix de l'essai de forgeabilité.

a) **Essai d'atelier.**

Il s'agit d'apprécier le comportement d'un alliage au formage à chaud, cet alliage et le mode de formage étant bien définis et en particulier de rechercher la température optimale de forgeage. Par ailleurs ce que le forgeron recherche dans cet essai, c'est non seulement les conditions optimales de travail de l'alliage considéré, mais encore une évaluation de l'énergie qu'il lui faudra dépenser pour le travailler. Ceci entraîne un peu en dehors du problème précis de la forgeabilté, mais n'en est pas moins à considérer dans le choix d'un essai d'atelier. Dans ce cas, il faut que l'essai fasse travailler le métal de la même manière que le fait travailler l'engin de forge, en appliquant bien entendu la règle d'exagération du défaut. Cela conduit du reste souvent à adopter pour essai, le mode de formage lui-même, par exemple essai de compression pour apprécier les capacités de refoulement d'un lingot. L'essai peut être aussi un essai classique de laboratoire, dont une étude préalable soignée a relié une des caractéristiques avec la forgeabilité, sous des conditions de forgeage données d'un alliage donné. Ainsi on peut prendre la striction dans l'essai de traction, ou l'angle de pliage dans l'essai de résilience pour caractériser le comportement sur le laminoir ou à la presse d'un alliage.

Bien que ce genre d'essai soit des plus nécessaires et des plus répandus, ce n'est pas celui-ci que nous avons choisi, tout au moins au début de cette étude. En effet, nous nous trouvons dans le cas :

b) **Essai de laboratoire.**

Il ne s'agit pas de faire l'évaluation immédiate de la forgeabilité d'un alliage, mais bien de définir la forgeabilité de l'alliage objet de l'étude comme valeur intrinsèque de cet alliage, puis ensuite d'étudier les différents facteurs influençant cette forgeabilité et les variations de celle-ci en fonction de la variation de ces facteurs.

L'étude la plus simple serait donc le choix d'une caractéristique d'un essai mécanique classique, comme représentant la forgeabilité, et l'enregistrement des variations de forgeabilité caractéristique lorsque l'on fait varier les facteurs de forgeabilité.

Malheureusement, le choix de cette caractéristique serait comme on pouvait déjà le sentir lorsque nous avons parlé des facteurs de forgeabilité, pratiquement impossible. En effet, aucun essai mécanique ne possède une grandeur caractéristique qui soit exactement semblable ou identique à une grandeur caractéristique d'un autre essai mécanique. La striction n'est pas identique à l'angle de pliage ou à la flèche, de même que l'enfoncement d'une bille n'est synonyme ni de l'allongement, ni de la résistance à la traction.

Chaque essai va donc donner un résultat différent pour la forgeabilité d'un alliage et sera donc déjà en quelque sorte un des facteurs de forgeabilité. Voyons par exemple ce qui se passe si l'on compare plusieurs essais mécaniques à chaud en vue d'évaluer leur aptitude à mettre en évidence la forgeabilité, en effectuant cette comparaison à partir des deux facteurs mécaniques principaux, le mode de déformation et la vitesse de déformation, négligeant par simplification les autres facteurs. Si l'on considère les valeurs de résistance à la déformation données par les différents essais, malgré la diversité des caractéristiques adoptées, on obtient un classement des métaux étudiés, sensiblement indépendant du mode de déformation et même une certaine correspondance quantitative. Par exemple voici les valeurs du rapport entre les chiffres de résistance fournis par un même essai à une même température sur une austénite au Ni-Tw.

θ	Flexion	Compression	Traction	Torsion
1 000		2,2	2,4	2,4
1 100	1,7	2,0	1,8	
1 200	1,4	1,6	1,5	

La variation de ces rapports est dans le même sens. Par contre pour la capacité de déformation, les correspondances numériques du type précédent ne peuvent pas être établies, ce qui montre que le facteur mode de déformation a une influence importante et que des différences fondamentales existent entre les caractéristiques choisies pour représenter cette grandeur. Cependant les

zones de ruptures à chaud sont situées de la même manière, les minimums pour un même métal correspondant à une même température. Or la capacité de déformation est la caractéristique qui nous intéresse du point de vue forgeabilité.

Le rôle de la vitesse de déformation est lui aussi très important, que ce soit du point de vue résistance à la déformation, ou bien du point de vue capacité de déformation. De nombreux auteurs ont montré que l'influence de ce facteur mécanique sur la résistance aux hautes températures est en un certain sens systématique, la résistance augmentant toujours avec la vitesse. Elle est surtout très grande sur la capacité de déformation et par contre dépourvue de tout caractère systématique. Pour les laitons la capacité de déformation diminue quand la vitesse augmente. Par contre, nous verrons qu'au contraire une augmentation de la vitesse de déformation fait disparaître la « poche de malléabilité » des aciers mi-durs calmés à l'Al.

Il est évidemment possible de classer ces essais suivant le degré de contrainte qu'ils imposent au métal, ce qui permet d'avoir une idée générale suivant un facteur de forgeabilité. Cependant ce degré de contrainte est difficile à définir et très voisin pour chacun des essais classiques, ce qui fausse déjà leur comparaison.

Ceci est le principal problème du choix de l'essai de laboratoire. Mais ce n'est pas le seul. Il doit être fidèle, sensible, simple et rapide. De plus, il doit être conçu suivant le principe général d'exagération du défaut qui risque d'apparaître à la rupture en cours de déformation (crique).

Mécanisme de la déformation et de la rupture à chaud.

Comment se produit cette rupture à chaud ? Nous avons vu lorsque nous avons défini le domaine de travail à chaud, que nous étions dans un domaine de déformation intergranulaire ou de déplacement facile du joint. A haute température, les zones des joints de grains se comportent d'une manière quasi-visqueuse, si bien que lorsqu'un effort est appliqué les cristaux glissent les uns sur les autres

Jenkins et Mellor (6) ont résumé les principales formes de mouvement qui peuvent se produire au cours d'essais de traction ou de fluage à chaud :

a) Mouvements de glissement sur les plans de clivage des cristaux et accomodement général de la taille des cristaux.

b) Mouvement général des joints de grains accompagné de mouvements auxiliaires à l'intérieur des cristaux.

c) Mouvement commençant comme en a) ou en b) mais suivi immédiatement d'une recristallisation générale.

Le premier mode de déformation correspond à ce que nous avons appelé travail à froid. Les deux autres modes se produisent au-dessus de la « température d'équicohésion » ; ils font partie du domaine de la déformation à chaud et d'une façon générale se confondent plus ou moins. La recristallisation se produit de trois façons différentes : soit un grossissement du grain, soit la génération de nouveau cristaux par recristallisation « pleine », soit encore par division des cristaux existants en plus petits cristaux.

Elle se produira suivant l'un ou l'autre de ces trois modes, en fonction des combinaisons entre température, vitesse de déformation et degré d'écrouissage. Lors du recuit après écrouissage à froid, il se produit généralement un grossissement du grain (parfois précédé de restauration). Par contre, au cours de la déformation à chaud, c'est généralement la recristallisation « pleine » qui s'effectue. Blain et Rossard (7) ont montré, en trempant rapidement des éprouvettes de torsion et de traction à chaud au cours de l'essai, qu'il existait une taille de grain d'équilibre avec une vitesse et une température de déformation données. Il existerait une courte période d'adaptation ou de mise en équilibre du métal déformé au début de l'essai. Pour un intervalle de température sans point de transformation, la grosseur du grain de régime diminuerait lorsque la vitesse augmente ou que la température baisse. On peut admettre cependant qu'à une vitesse et une température de déformation données, il correspond une taille optimale des grains et ceux-ci tendant à prendre cette taille causent par là un profond remaniement des joints de grains si ceux-ci ne s'y opposent pas. Ceci implique que les joints de grains peuvent se mouvoir ou se déformer à une vitesse qui correspond à la vitesse de déformation et que les phénomènes de diffusion qui se produisent soit vers les joints de grains, soit vers le centre du grain n'entravent pas ces déplacements.

Tout ceci est cependant assez hypothétique, car on ne sait pas exactement ce qui se passe lorsque l'on déforme des métaux à haute température. Foley (8) a émis l'hypothèse que pendant la déformation à chaud, le métal ne se trouvait pas à l'état cristallisé, mais amorphe, voisin de l'état liquide. Sans pouvoir dire que le métal est à l'état amorphe pendant la déformation, nous avons montré (chapitre IV, annexe 2) que, à partir d'une certaine vitesse de déformation, le métal n'a plus le temps de recristalliser au cours de cette déformation. L'état cristallisé après trempe, observé en particulier par Blain et Rossard serait donc représentatif de l'état du métal au moment où s'est arrêtée la déformation, mais ne serait pas l'état du métal pendant la déformation.

L'explication de la rupture à chaud, basée sur l'observation d'éprouvettes rompues et refroidies, va, à la lumière des considérations précédentes subir des changements assez importants. Bayley (9) avait émis l'hypothèse que lorsque l'on se trouvait en présence d'une rupture à chaud intercristalline, survenant après un très faible allongement, c'est que la résistance relative des grains à l'époque de la rupture était plus grande que celle des régions de points de grains (c'est cette sorte de raisonnement qui avait conduit à la définition d'une « température

d'équicohésion »). Il faudrait plutôt dire : s'il y a eu rupture intergranulaire, c'est parce que les tensions internes créées par la déformation du métal n'ont pas pu se dissiper aux joints des grains, soit par déplacement de ceux-ci, soit par recristallisation. Autrement dit, la rupture a lieu aux joints des grains, non pas parce que ceux-ci sont plus faibles, mais parce qu'ils subissent des efforts beaucoup plus importants, en ne se « prêtant » pas à la déformation ou à la recristallisation. D'une façon générale, les joints de grains sont plus résistants que le grain, parce qu'ils ont une structure désordonnée et parce qu'ils ne présentent pas de plans de clivage.

Glen (10) en étudiant le fluage, a ainsi montré que, pour qu'il y ait rupture intergranulaire, il fallait l'intervention d'un mécanisme fragilisant, empêchant les concentrations d'efforts aux joints de se dissiper suivant un mode de restauration, de recristallisation, ou de migration du joint de grain. Grant (2), étudiant lui aussi le fluage, a émis la même idée de façon un peu différente : l'imperfection du joint de grain permet aux déformations de s'y produire préférentiellement. Plus le joint de grain peut supporter de déformation, soit par restauration, soit par déplacement, plus le métal pourra se déformer. Il faut donc pour avoir rupture intercristalline, que les grains soient plus résistants que la zone intergranulaire, ou bien que le déplacement ou l'aménagement des joints soit empêché par ségrégation d'impuretés dans cette zone ou par l'existence d'une phase différente dans ces joints. C'est ce que nous verrons plus loin dans l'étude de l'action des oligo-éléments sur la forgeabilité à chaud.

On voit que ces deux auteurs ont des théories pratiquement identiques sur la rupture intergranulaire. Il est cependant à noter que ces études ont porté surtout sur le comportement au fluage des aciers, ce qui est un peu différent du comportement à des vitesses et sous des efforts beaucoup plus grands. En particulier, la déformation par fluage tend à produire une fragmentation des cristaux (sous-cristallisation) c'est-à-dire à augmenter la quantité de joints de grains, alors que les déformations plus rapides tendent à faire grossir le grain, c'est-à-dire à diminuer la quantité de joints de grains. Cependant, dans l'un et l'autre cas, les causes et le mécanisme de la rupture intercristalline sont les mêmes, ce que nous verrons à propos de l'étude de l'action de Al et Sn sur la forgeabilité.

Il faut aussi examiner le cas de rupture ductiles (après de très fortes déformations). Un examen de l'éprouvette à froid après rupture donne une impression de rupture intercristalline, les grains ayant recristallisé pendant le refroidissement ; on a donc des « joints de grains » tout le long de la rupture. Mais rien ne prouve que la rupture s'est alors produite à ces joints de grains. La recristallisation se produisant en même temps que la déformation, et déplaçant constamment les joints de grains, il semble qu'on ne puisse pas à proprement parler de rupture intergranulaire, lorsque la ductilité est très grande.

On voit que le mécanisme de la déformation et de la rupture à chaud fait intervenir un grand nombre de propriétés du métal : vitesse de recristallisation, vitesse de déplacement des joints de grains, capacités relatives de déformation du joint et du grain, vitesse de migration, de dissolution, de précipitation des impuretés. On conçoit ainsi que les oligo-éléments, éléments à l'état de traces ou à très faibles teneurs puissent avoir une grande influence sur la forgeabilité.

L'essai de forgeabilité, destiné à mettre en évidence la forgeabilité intrinsèque d'un métal, doit pouvoir tenir compte de tous ces facteurs. Pratiquement, sa vitesse doit pouvoir varier par rapport aux différentes vitesses mentionnées.

Il faut donc choisir l'essai de forgeabilité en fonction, d'une part de cette influence de la vitesse et d'autre part des conditions de l'essai, c'est-à-dire, comme nous l'avons exposé plus haut, du degré de contrainte. C'est ce que nous allons examiner maintenant.

Choix d'un essai de forgeabilité.

Nous allons passer en revue les différents essais de forgeabilité classiques, successivement, la traction, la torsion, la flexion et la compression, évidemment toujours à chaud et pour des vitesses différentes. On étudiera les caractéristiques adoptées pour chacun de ces essais et la façon dont ils peuvent rendre compte de la forgeabilité. Bien que la notion de « degré de contrainte » envisagée plus haut, soit assez imprécise et peu rigoureuse, nous allons essayer de les classer par degré de contrainte croissant.

Traction.

Dans cet essai, il n'existe qu'une direction de l'effort appliqué au métal alors que celui-ci peut se déformer dans toutes les directions. Il n'y a pas contact du métal de l'éprouvette (fût ou partie travaillante) avec les outils de formage. Le degré de contrainte imposé par cet essai est donc faible.

Plusieurs auteurs ont utilisé cet essai. En particulier, Portevin, Pretet et de Lacombe (11) ont choisi une éprouvette cylindrique, de diamètre 10 mm et relativement courte (55 mm) pour avoir une bonne homogénéité de température. L'essai était effectué en atmosphère d'azote. Ils n'ont pas vérifié l'exactitude de l'hypothèse admettant que l'effort unitaire devient constant après une mise en charge préliminaire. Sur une éprouvette portée de façon homogène en température, une forte striction se traduit sur le diagramme effort-déformation à chaud par une chute lente de l'effort souvent par paliers. Lorsqu'il se produit une fissure, elle diminue fortement l'effort et bien que se formant souvent progressivement, se traduit par une chute brutale du diagramme, d'autant plus que sur toute la longueur de l'éprouvette de nombreuses fissures apparaissent en général simultanément.

L'essai de traction a aussi été utilisé par Remy (12) qui pense que l'essai de traction lente caractérise le comportement des aciers lors du façonnage de tubes par cintrage, plissage, etc. Cet auteur a opéré dans toute une gamme de vitesses (voir résultats au chapitre suivant), Very (13) a comparé la traction rapide et la traction par choc. Il a aussi été utilisé à différentes vitesses par Zoteïev (14), Kubasov (15), Inouye (16), Lozinski (17) sous vide, de même que par Konoplenko et Vinogradov (18) de même par Dauvergne, Pelabon et Ivernel (19).

Il est à remarquer qu'aucun de ces auteurs ne se servent du diagramme pour mesurer la capacité de déformation. En effet, la caractéristique la plus intéressante semble la striction, à condition d'effectuer plusieurs mesures sur un même diamètre. En effet, les fissures qui peuvent apparaître causent une rupture non circulaire. L'allongement, lui, est d'une mesure très difficile, surtout dans le cas d'éprouvettes fragiles à chaud, car il faudrait pour le mesurer, non seulement rapprocher les deux extrémités rompues de l'éprouvette, mais encore rapprocher les lèvres de toutes les fissures qui se sont produites au-dessus et en dessous de la rupture ce qui est bien entendu impossible.

Un inconvénient de la striction comme caractéristique de forgeabilité est qu'elle ne peut pas dépasser 100 % ce qui peut être intéressant pour classer des aciers très forgeables. Il est cependant à remarquer que dans ces conditions, les éprouvettes sont totalement dépourvues de fissures et que l'allongement peut alors servir pour la comparaison.

Le deuxième inconvénient de la striction est qu'elle n'est pas une déformation maximale avant rupture mais qu'elle est la déformation lorsque la rupture a atteint un développement déterminé, à savoir toute la section de l'éprouvette. Elle dépend, à chaud, du moment où la rupture a commencé à se développer et de la vitesse avec laquelle elle s'étend à toute la section de l'éprouvette. Cependant pour un acier fragile, cette vitesse est suffisamment grande (chute brusque du diagramme) pour que la valeur de la striction en soit que très faiblement, sinon pas du tout influencée.

Draper (5) conclut, lui aussi, à l'utilisation de la striction comme critère de forgeabilité, en particulier dans le cas de l'étude de la fragilité au rouge des alliages Cu-Zn.

Flexion

Pour cet essai, il existe deux directions de l'effort, une direction verticale dans le sens du poinçon et une horizontale, allongeant le métal sur la face de l'éprouvette opposée à celle où agit le poinçon et la comprimant sur celle-ci, le métal peut se déformer dans toutes les directions. Par contre le contact avec les outils de formage est assez grand. Le degré de contrainte est donc plus important dans le cas de cet essai que dans le cas de la traction.

Aux basses températures, les diagrammes de flexion sont constamment ascendants (Portevin, Pretet et de Lacombe) (11) mais il s'établit assez vite un régime linéaire, représenté par une droite qui s'incline de plus en plus sur l'horizontale pour les températures élevées. Les ruptures amènent une chute brusque de l'effort, ce qui est très net dans les cas fragiles. La flèche au maximum de l'effort définit la capacité de déformation. Néanmoins la rupture est parfois difficilement décelable à l'enregistrement et c'est l'examen visuel de l'éprouvette après essai, lorsqu'elle est passée à travers les appuis qui détermine si elle est fragile ou pas. Il est ensuite nécessaire, pour déterminer la flèche minimale pour laquelle apparaît la crique de faire une série d'essais arrêtés pour des flèches croissantes, jusqu'à l'apparition de la crique. Lorsque l'éprouvette passe entre les appuis sans rupture, on a une valeur constante de la flèche inférieure à celle de rupture.

Martin et Bieber (20) ont utilisé la flexion à 180° d'un barreau d'essai rectangulaire à plusieurs températures pour évaluer la gamme de températures utilisables pour le forgeage du métal d'essai. Cet essai s'est révélé trop « doux » pour déceler certains phénomènes de fragilité à chaud du nickel ou des alliages de nickel.

De même Gueussier et Castro (27) ont constaté que cet essai n'est valable que pour des matériaux fragiles et nécessite un grand nombre d'éprouvettes, car ils opéraient avec un système à butée réglable donnant un angle de pliage déterminé pour l'éprouvette.

Il est à remarquer cependant que l'essai de flexion, du fait de son éprouvette de petite taille, facilite les prélèvements localisés dans les pièces ou les lingots et se prête bien ainsi à l'étude de l'influence des hétérogénéités chimiques ou structurales sur la forgeabilité (P. Bastien) (21). Il obéit au concept de l'essai simple, commode et précis.

Nous n'avons pas voulu réaliser la flexion par choc (résilience) aux températures élevées de forgeage de l'acier, en raison d'une part de la réalisation technique très délicate de cet essai à chaud et d'autre part parce que l'essai de torsion que nous avons adopté donne, pour les problèmes qui nous ont occupé des résultats extrêmement voisins.

Torsion

Il faut préciser qu'il s'agit d'essai de torsion avec extrémités de l'éprouvette libres ou fixes. En effet, lors d'un essai de torsion l'éprouvette a tendance à se raccourcir et à gonfler. Pour que la mesure de l'effort ait quelque signification, on fixe les extrémités de l'éprouvette de façon à ce que sa longueur reste constante (*). Dans des conditions, il y a deux directions principales de l'effort, l'une, effort de traction, suivant l'axe de l'éprouvette, l'au-

(*) Il convient à ce sujet de mentionner la constatation faite sur le comportement différent des austénites et des ferrites en torsion à chaud par Gueussier et Castro.
(Voir chapitre suivant : Résultats).

tre perpendiculaire à cet axe. L'éprouvette ne peut se déformer que dans la direction de ce dernier effort et bien qu'il n'y ait pas contact de l'éprouvette avec les outils de travail, le degré de contrainte est assez élevé, plus élevé que pour les deux essais précédents. De plus, il s'établit dès le début de l'essai un gradient de l'effort et un gradient de déformation de l'axe à la périphérie de l'éprouvette.

Dans leur étude récente Blain et Rossard (22) ont montré que pour un acier, une température et une vitesse de déformation déterminées, la contrainte pendant la déformation à chaud se fixe à une valeur constante de régime, mais qu'elle n'atteint cette valeur qu'après une série d'oscillations amorties, surtout visibles pour les faibles vitesses, auxquelles l'augmentation de température est négligeable. Cette période d'oscillation correspond à une déformation constante et ne dépend pas sensiblement de la vitesse et de la température. Ils ont montré que cette période transitoire s'accompagne de modifications de structure, traduites par l'aspect et la taille des grains après trempe effectuée rapidement. Cette structure tend vers un état de régime qui correspond à une valeur constante du couple pendant la déformation.

L'essai de torsion a été utilisé par de nombreux auteurs pour caractériser la forgeabilité à chaud, Clark (23), Ihrig (24), Hugues (25), Dauvergne (26), Gueussier et Castro (27), Hasek (28), Wallquist et Carlen (29), Kugai (30), Moushima (31), et il semble qu'il correspond bien aux résultats obtenus en pratique pendant le forgeage à chaud. Pour chacun de ces auteurs la caractéristique choisie comme mesure de la forgeabilité a été le nombre de tours à la rupture.

Compression.

L'essai de compression est l'essai le plus controversé. Bien qu'il n'y ait qu'une seule direction de l'effort et que l'éprouvette ait une assez grande latitude de déformation, l'importance du frottement sur les outils de formage fait que le degré de contrainte imposée au métal est assez important. Tomlinson et Stringer (32) comprimant des cylindres percés axialement d'un trou, ont suggéré qu'au contact des poussoirs il existe une zone qui ne se déforme pas ou peu, zone qu'ils ont appelé « de contrainte de friction » qui serait conique avec un angle au sommet voisin de 120°. Ceci montre qu'il existe à l'intérieur du cylindre comprimé non seulement un gradient de déformation, mais un gradient d'effort compliquant singulièrement l'étude du degré de contrainte.

Portevin, Pretet et de Lacombe ont montré qu'après une mise en charge rapide le diagramme prend une allure hyperbolique et que l'hypothèse que la déformation se produit sous une charge unitaire constante rend assez bien compte de cette allure, ce qui est difficile à vérifier expérimentalement, l'éprouvette n'ayant pas un volume défini (renflement) et en pratique un essai à vitesse constante étant celui dans lequel les deux bases de l'éprouvette se rapprochent à vitesse constante. Il est probable qu'une loi de déformation du type $\frac{dh}{h} = Kdt$ serait plus rationnelle mais elle est irréalisable sur les machines classiques. (Il est à remarquer qu'à l'IRSID, Blain et Rossard ont mis au point des appareils de compression et de traction à vitesse de déformation rationnelle constante.)

Les diagrammes de déformation sont difficiles à utiliser pour caractériser la capacité de déformation. En effet, les ruptures à chaud n'apportent pas de perturbations importantes aux courbes enregistrées. Elles se développent d'une manière très progressive, dans des plans passant par l'axe de l'éprouvette à partir de la périphérie de celle-ci. Elles affectent ainsi très peu la section transversale des éprouvettes et ne font que diminuer l'élévation de résistance totale due à l'augmentation du diamètre de l'éprouvette par « tonnelage » (barreling).

De plus le problème pratique des poussoirs qui occasionnent une importante chute de température dans l'éprouvette complique encore l'essai de compression à chaud.

Cet essai a été utilisé par Post, Schofstal et Beaver (33) sur une éprouvette tronconique pour évaluer l'action sur la forgeabilité à chaud des 18-8 du cerium et du lanthane, par Awano et Ochiai (34) et par Tong, Muvdi et Sachs (35) sur le plomb.

Quels étaient donc les essais qu'une étude sur la forgeabilité des métaux devait comprendre ? Si l'on rapproche les remarques précédentes sur les différents essais mécaniques à chaud de l'étude sur les facteurs de forgeabilité faite plus haut, on peut conclure que :

1° Quels que soient le ou les essais choisis, il faudra qu'ils puissent se réaliser dans une très large gamme de vitesses, ou tout au moins présenter une gamme de vitesses lentes et une gamme de vitesses rapides. Gueussier et Castro (27) ont montré très justement que cela revenait à dissocier les cinétiques de recristallisation et éventuellement de précipitation et de redissolution de la cinétique même de déformation (c'est ce que nous avons fait remarquer plus haut, page 17).

2° La forgeabilité devra être étudiée pour une série de degrés de contrainte ce qui amènera à choisir plusieurs essais pour étudier complètement un métal.

3° Pour chaque essai la forgeabilité sera définie par une caractéristique bien définie et il sera poussé jusqu'à rupture.

Les essais choisis ont été la traction et la torsion, la compression ayant été rejetée à cause des trop nombreuses variables qu'elle introduit et à cause de son imprécision aussi bien en température qu'en déformation.

On peut cependant formuler les remarques suivantes :

— l'essai de traction a le degré de contrainte le plus faible. Il sera donc le plus sévère. Il exagérera le

plus le défaut (ici tendance à la crique) et sera celui qui, pour une température donnée, mettra le mieux en évidence la criquabilité, dépendant du métal, ayant fixé les autres facteurs.

— L'essai de torsion, faisant travailler le métal de façon moins sévère puisque le degré de contrainte y est plus grand, sera plus représentatif du comportement du métal pendant les déformations subies à l'atelier pendant le formage. C'est d'ailleurs pourquoi la plupart des chercheurs l'ont adopté surtout lorsqu'ils voulaient avoir à leur disposition un essai permettant de classer les aciers à la fabrication. C'est ce que constatent Contractor et Morgan (36) dans leur revue critique de la littérature sur la forgeabilité et ce qu'avaient déjà remarqué Dauvergne, Pelabon et Ivernel (26).

CHAPITRE II

RÉSULTATS DES DIFFÉRENTES ÉTUDES SUR LA FORGEABILITÉ

ACTION DES ÉLÉMENTS D'ADDITION SUR LA FORGEABILITÉ DE L'ACIER

I. — INFLUENCE DE LA VITESSE ET DE LA TEMPÉRATURE

Blain et Rossard (7) ont trouvé, en torsion, que pour une température donnée, le nombre de tours à la rupture augmente lorsque la vitesse de déformation augmente, et ceci beaucoup plus dans le domaine des faibles vitesses que dans celui des fortes vitesses. De plus l'influence de la vitesse est d'autant plus marquée que la température est plus élevée. Il en résulte que le nombre de tours à la rupture augmente d'autant plus avec la température que la vitesse de déformation est plus élevée. Wallquist et Carlen (29) ont aussi trouvé que le nombre de tours à la rupture diminue avec la vitesse de torsion et sauf pour l'acier doux et mi-dur que ce nombre de tours passe par un maximum lorsque la température croît, ce que n'ont pas trouvé Blain et Rossard. La température de ce maximum varie avec l'acier étudié. Pour les aciers doux et mi-durs, le nombre de tours croît avec la température, mais pas de façon simple, les courbes ont le même aspect que celles que nous avons obtenues sur nos aciers mi-durs, ce qui doit être dû à un phénomène de fragilité transitoire (voir chapitre III, pages 31 et 32). Il est à noter que Wallsquist et Carlen concluent, de leurs études, que ni le moment de torsion ni le travail de torsion jusqu'à la rupture ne renseignent sur la forgeabilité et que seul le nombre de tours à la rupture semble un critère efficace.

Clark et Russ (23), opérant en torsion avec une seule vitesse, ont trouvé qu'il existait un maximum dans la courbe *nombre de tours à la rupture-température,* comme l'ont trouvé Wallquist et Carlen. Ihrig (24), par contre, opérant à une vitesse de torsion voisine de celle de Clark et Russ, n'a pas trouvé ce maximum, suivi d'une chute de la ductilité aux très hautes températures. Il faut constater que ces deux auteurs, de même que Wallquist et Carlen, ont opéré avec une seule vitesse. Nous avons parfois trouvé personnellement cette chute de ductilité aux très hautes températures, mais elle peut très bien disparaître si l'on change de vitesse de déformation. Il est probable que la plupart des aciers exhibent cette baisse de ductilité à très haute température, pour une certaine vitesse seulement, qui peut être très différente suivant les aciers. En traction on observe le même phénomène. En particulier Canard a montré qu'une amélioration très nette de la forgeabilité était obtenue en passant d'une vitesse de traction de 0,030 mm/s à une vitesse de 50 mm/s. Nous avons nous aussi constaté le même phénomène (voir chapitre III page 30).

II. — INFLUENCE DE LA STRUCTURE DE L'ACIER

Une telle étude implique une bonne connaissance des vitesses de recristallisation pendant la déformation. Ces vitesses sont très mal connues et aucune étude de forgeabilité, à notre connaissance, n'a tenu compte de ce facteur. Néanmoins, on trouve dans la littérature, de nombreuses études essayant de relier la forgeabilité à la structure. Les auteurs se sont surtout attachés à dégager l'influence de la structure soit en comparant le comportement de plusieurs structures différentes, soit en étudiant l'action d'un biphasage à la température de forgeage, soit encore en étudiant la forgeabilité dans le domaine d'une transformation allotropique, ce qui apparemment pourrait se relier à l'étude du biphasage, mais en est en réalité très différent.

Il a d'abord été mis en évidence la bien meilleure forgeabilité des structures ferritiques par rapport aux structures austénitiques. Blain et Rossard l'ont fait remarquer en comparant un acier à 25 % Cr à un 18-8 et à un acier mi-dur. Cela a aussi été remarqué par Dauvergne et al. (26), Castro et Gueussier (27) ont constaté que, lorsque on laissait les extrémités d'éprouvettes de torsion libres, les aciers austénitiques se raccourcissaient alors que

les aciers ferritiques s'allongeaient. Ceci pourrait fournir une explication de la meilleure forgeabilité des ferritiques en torsion avec extrémités des éprouvettes fixes, celles-ci ne subissant pas de traction suivant l'axe de l'éprouvette. Cependant, ces auteurs n'ont pas fourni d'explication de ce phénomène d'allongement. Il est un fait certain cependant, c'est que lorsque l'acier ne présente qu'une seule phase à la température de l'essai de forgeabilité, certaines structures sont plus ductiles que d'autres.

Le fait le plus controversé est sans doute l'action d'une structure biphasée sur la forgeabilité des aciers. Un certain nombre d'auteurs s'accordent pour dire qu'une structure biphasée est dangereuse pour la forgeabilité, ce qui est mis particulièrement bien en évidence dans l'article de Dauvergne et al. sur un acier à 9 % Cr, 1 % Mo, 0,08 % C : l'apparition d'une transformation $\gamma \rightarrow \delta$ à 1 200°C se traduit par une chute très nette du nombre de tours à la rupture. Castro souligne aussi le même fait, tout en précisant que lorsque la quantité de ferrite devient suffisante, la ductilité s'améliore. Il ajoute même (p. 1517 du même périodique) qu'il existe deux types de processus pouvant agir sur la forgeabilité : un processus « détériorant », du genre précipitation d'inclusions, pour lequel la forgeabilité diminue lorsque la vitesse de déformation diminue et un processus de « bonification » du genre recristallisation pour lequel la forgeabilité augmente lorsque la vitesse de déformation diminue (il cite à propos du premier processus, la fragilisation à chaud par le nitrure d'aluminium. Nous verrons plus loin, au chapitre sur l'aluminium, que NA1 agit surtout au cours de la recristallisation).

Cependant, pour un acier voisin de celui de Dauvergne à 9 % Cr, Bihet et Caubo, ont constaté que, bien que la structure conduisant à la meilleure forgeabilité soit celle qui est entièrement ferritique, certaines structures biphasées conduisent également à une bonne forgeabilité toujours supérieure aux valeurs obtenues pour les structures entièrement austénitiques. Ils pensent donc qu'il faut réviser la notion de la nocivité des structures biphasées pour le laminage. Ces conclusions sont contraires à celles de Dauvergne, Pelabon et Ivernel (26). Ces derniers auteurs travaillaient à une vitesse de rotation (155 tr/mn) presque moitié de celle de Bihet et Caubo (256 tr/mn).

Ceci est très intéressant à remarquer, car cela montre que le facteur le plus important de la forgeabilité est le rapport entre la vitesse de déformation et la vitesse de recristallisation. Lorsque l'on a affaire à une structure biphasée, l'une des phases peut être un obstacle à la recristallisation de l'autre, ou au contraire la faciliter (voir chapitre sur l'aluminium : Influence de la vitesse de déformation). De toutes façons l'apparition d'une nouvelle phase modifie la « vitesse de recristallisation apparente » d'une façon soit néfaste soit bénéfique suivant la vitesse de déformation utilisée.

Cela met bien en évidence, entre parenthèses, la différence entre un essai de forgeabilité destiné à régler ou contrôler une fabrication et un essai de forgeabilité destiné à étudier l'apparition et le comportement d'une fragilité ou d'une ductilité intrinsèque d'un métal. Dans le premier cas, il suffit d'avoir un essai reproduisant d'assez près la vitesse et le mode de déformation de la fabrication en question. Dans le second cas il faut explorer toute la gamme des vitesses et des modes de déformation.

Puisque l'apparition d'une seconde phase modifie ce que nous avons appelé « la vitesse de recristallisation apparente », *à fortiori* une transformation allotropique va modifier la forgeabilité. Wallquist et Carlen (29) ont trouvé qu'au passage du domaine α dans le domaine γ l'essai de torsion montre une diminution de l'aptitude à la torsion (forgeabilité) avec accroissement du couple de torsion. Ihrig qui a effectué plus de 7 000 essais de torsion sur de nombreux aciers différents ne mentionne pas d'influence des transformations allotropiques. Ellis (30), utilisant la compression par choc a montré que le passage de Ac_3 augmentait la résistance du fer à la déformation, ceci d'autant plus que la teneur en carbone s'élevait. De Jongh et Rathenau (40), mesurant l'allongement sous charge d'éprouvettes de fer, ont constaté un allongement notable durant la transformation α-γ. Le métal serait plus plastique et de moindre résistance au cours de la transformation. Une des explications qu'ils ont fournies de ce phénomène serait que les transformations qui donnent le plus grand allongement dans le sens de l'effort seraient favorisées. De même de nombreux auteurs et en particulier Yajima et Furusawa (41), constatent une certaine fragilité juste au-dessus du point A_1.

D'autres auteurs pensent que le mouvement des atomes au cours de la transformation donne une grande malléabilité à cette époque. Ceci serait surtout valable pour les métaux purs, et dépendrait de la vitesse de déformation. Là encore une étude très approfondie de l'influence de la vitesse sur ce phénomène serait à effectuer.

Il reste à savoir si l'essai de torsion à chaud met mieux en évidence l'influence éventuelle d'un biphasage sur la forgeabilité que l'essai de traction à chaud. Les auteurs sont encore très partagés sur ce point, et la lecture de la discussion de la communication de Dauvergne et Gilliard (42) est particulièrement instructive à cet égard. Nous pensons personnellement que cela dépend des conditions des essais, mais qu'une exploration de toute la gamme des vitesses de déformation en traction à chaud met beaucoup mieux en évidence une fragilité « intergranulaire » que la même recherche effectuée par la torsion à chaud. Le « degré de contrainte » plus grand en torsion risque de masquer certains phénomènes de fragilité intrinsèque.

Il reste à mentionner l'influence des inclusions sur la forgeabilité. Hultgren et Herrlander (43) concluent de leur étude sur les structures de déformation à chaud qu'elles n'ont que peu ou prou d'influence et qu'en particulier, il n'existe aucune relation entre les fissures à chaud traduisant un état fragile de l'acier et les inclusions. Rapatz

et Strobich (44) ont trouvé qu'il fallait atteindre le point de fusion des inclusions pour que celles-ci aient une influence nocive sur la forgeabilité, ce qui expliquerait que les inclusions acides (silicates) ayant un bas point de fusion soient plus nocives que les inclusions basiques.

III. — ACTION DES ELEMENTS D'ADDITION SUR LA FORGEABILITE

Les résultats suivants sont pour la plupart extraits du travail d'Ihrig. Nous avons déjà dit quelles restrictions il fallait apporter à ce travail, Ihrig ayant opéré avec une seule vitesse sur tout un lot d'aciers extrêmement différents les uns des autres. Néanmoins, il a envisagé un peu tous les éléments d'addition et il donne des indications utiles. Nous n'envisagerons pas ici les quatre oligo-éléments qui font l'objet de notre étude particulière et au sujet desquels l'étude bibliographique est faite au cours des chapitres qui leur sont propres.

Carbone.

Pour des aciers au carbone ordinaires, la ductilité croît avec la teneur en carbone, jusqu'à 0,25 % environ de carbone. Au-dessus, la forgeabilité décroît avec la teneur en carbone croissante aux hautes températures. A 2 400°F les aciers à fort carbone exhibent un début de fusion à l'intérieur de l'éprouvette, ce qu'avait déjà trouvé Ellis (38). Pour les aciers au chrome, la forgeabilité décroît lorsque la teneur en carbone augmente. Dans les aciers austénitiques du type 18-8, les très basses teneurs en carbone causent la présence de ferrite δ et ont une moins bonne fragilité que les teneurs aux environs de 0,07 %. De même, dans les aciers au silicium pour tôles de dynamo, la forgeabilité baisse si la teneur en carbone dépasse 0,06 %.

Manganèse.

D'une façon générale le manganèse améliore la forgeabilité des aciers ordinaires. Il est nécessaire jusqu'à une certaine teneur en relation avec la teneur en soufre pour contrebalancer l'action de celui-ci.

Soufre, Sélénium et Phosphore.

Le soufre abaisse considérablement la forgeabilité et on doit corriger son action par le manganèse. Le sélénium a lui aussi, un effet très défavorable, qui peut être contrebalancé par le chrome (les aciers à 13 % Cr contenant du S et Se sont assez facilement forgeables). Le phosphore ne semble pas avoir beaucoup d'effet.

Silicium.

Le silicium abaisse la forgeabilité des aciers à bas carbone à partir de 1 % et à partir de 0,5 % dans les aciers inoxydables austénitiques. De même il est défavorable dans les aciers pour tôles de dynamo à partir de 1,8 %. Ceci serait dû à ses qualités alphagènes.

Chrome.

Dans les aciers doux et mi-durs le chrome abaisse la forgeabilité lorsque sa teneur croît jusqu'à 9 %. Ensuite il l'améliore nettement.

Nickel.

Il améliore toujours la forgeabilité des aciers.

Molybdène, Titane et Niobium.

Le molybdène abaisse la forgeabilité des aciers au carbone (pour des teneurs comprises entre 0,1 et 0,50 %) ainsi que celle des aciers austénitiques au chrome-nickel. Le titane aurait le même effet, en conférant aux aciers austénitiques une fragilité dans un certain nombre de températures. Il en est de même pour le niobium.

Plomb.

Le plomb a une action semblable à celle du soufre.

CHAPITRE III

APPAREILLAGE ET METHODES EXPERIMENTALES

Les deux modes de déformation choisis sont, d'après ce que nous avons vu au chapitre précédent, la traction et la torsion, à toutes températures et dans une gamme étendue de vitesse de déformation. Nous avons réalisé deux appareillages de traction à chaud, l'un destiné aux vitesses lentes et le second fonctionnant à grande vitesse, et une machine de torsion à chaud qui est une modification de celle que possède l'IRSID dans son service Laminoirs.

I. — MACHINE DE TRACTION A FAIBLE VITESSE.

Cet appareil a été conçu pour être monté sur une machine de traction Amsler, hydraulique, de 10 tonnes. Il est constitué par une enceinte étanche où l'éprouvette est portée en température (de l'ambiante à 1 300°C) et soumise à la traction.

L'ensemble de l'installation est montré sur la *figure III-1*. Un four cylindrique vertical entoure un tube d'alumine frittée de 76 cm de long et 7 cm de diamètre qui, avec

Figure III - 1

les boîtes à joints inférieures et supérieures, constitue l'enceinte étanche, à l'intérieur de laquelle l'éprouvette est soumise à la traction. L'étanchéité entre les barres d'amarrage de l'éprouvette (barres de traction fig. III-2) et le tube d'alumine est assurée par des joints à lèvres en caoutchouc du type Wilson (joints Paulstra) qui sont contenus dans deux boîtes en laiton, l'une inférieure, l'autre supérieures, refroidies par eau (fig. III-3); la boîte à joints inférieure est solidaire d'une tête fixe qui vient s'encastrer dans le sommier inférieur (sommier fixe) de la machine de traction. La boîte à joints supérieure, boîte mobile (fig. III-4), est prise entre les deux parties d'une tête (visibles à gauche de la fig. III-3 qui se referment sur cette boîte et sur le champignon d'amarrage supérieur de l'éprouvette, pour venir s'encastrer dans le sommier supérieur (sommier mobile) de la machine Amsler. Lors de la traction, le coulissage du joint en caoutchouc se fait sur une partie rectifiée du tube laboratoire d'alumine ; la distance entre les deux boîtes à joints est de 60 cm et le déplacement possible de la boîte à joints supérieure est de 20 cm.

L'équipage de traction (fig. III-2) est constitué par deux barres d'amarrage en alliage spécial forgé à 18 % Cr ; 42 % Ni ; 22 % Co ; 2 % Ti (Virgo 94 des Aciéries du Creusot) qui a tenu près de 200 essais à très haute température (souvent suivis d'une trempe) sans aucune détérioration. La barre d'amarrage supérieure comporte une arrivée du gaz neutre (Argon) et la barre d'amarrage inférieure supporte un petit tube d'alumine percé de deux trous parallèles à l'axe du tube contenant les fils du thermocouple platine-platine rhodié. Ce tube sert aussi de départ du gaz d'atmosphère neutre. La soudure de ce thermocouple de mesure de température se trouve placée à la hauteur du milieu du corps de l'éprouvette, à environ 2 mm de la surface de celle-ci.

L'éprouvette (fig. III-5) à têtes filetées a une longueur utile de 90 mm et un diamètre de 9,8 mm (longueur entre repères 70 mm). Pour obtenir une bonne homogénéité de température sur une telle longueur (surtout aux environs de 1 200°C) il a été nécessaire d'utiliser un four de grande longueur (50 cm) et placer l'éprouvette à un endroit judicieusement choisi de ce four : la tête supérieure de l'éprouvette est située au milieu du four. Grâce à cette position et au réglage de la stabilisation du four, nous sommes

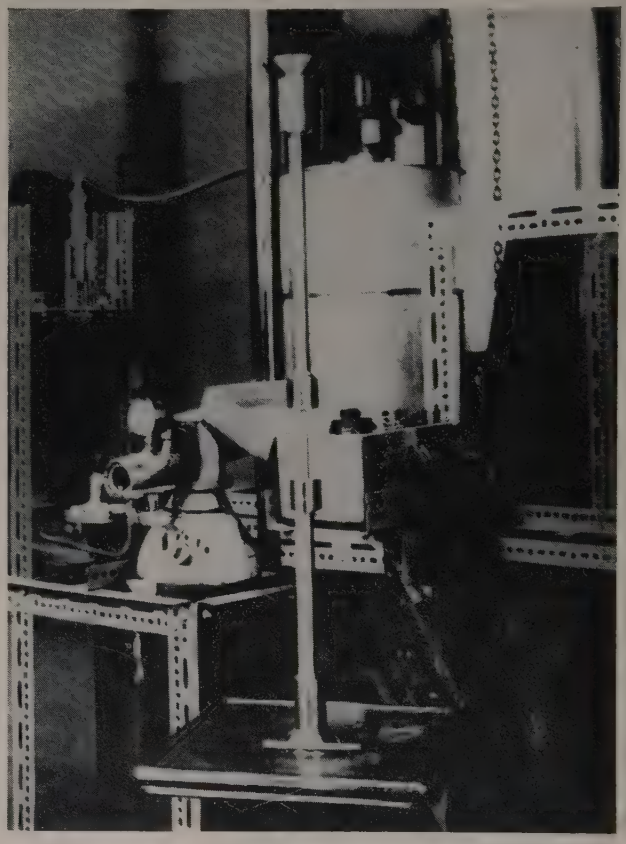


Figure III - 2

arrivés à des écarts de 3°C seulement entre les deux extrémités de l'éprouvette à 1 200°C. Le tube laboratoire d'alumine contribue d'ailleurs à l'homogénéisation de température car, si on le remplace par un tube en sillimanite (moins bonne conductrice que l'alumine), l'homogénéité de température le long de l'éprouvette est beaucoup plus difficile à réaliser.

La mise en place de l'ensemble se fait de la façon suivante : on introduit à travers la boîte à joints inférieure fixée au bâti du four, la barre d'amarrage inférieure portant l'éprouvette et le thermocouple. Puis on vient visser

Figure III - 3

sur l'éprouvette la barre d'amarrage supérieure en la glissant à travers la boîte à joints supérieure. Ensuite, les deux parties de la tête supérieure sont placées autour de la boîte à joints et du champignon de la barre d'amarrage. L'ensemble têtes-enceinte étanche-four, placé sur un chariot, vient alors glisser sur des rails entre les deux sommiers de la machine de traction.

Lors de la mise en température, l'ensemble éprouvette-machine Amsler, le déplacement du sommier mobile de la machine de traction doit monter pour suivre ce mouvement de dilatation. Un palpeur visible sur la *figure III-4* suit ces mouvements de dilatation. Sur cette machine Amsler, le déplacement du sommier mobile s'effectue soit à la main (lors de la mise en place de l'essai), soit hydrauliquement (au cours de l'essai). Comme il ne

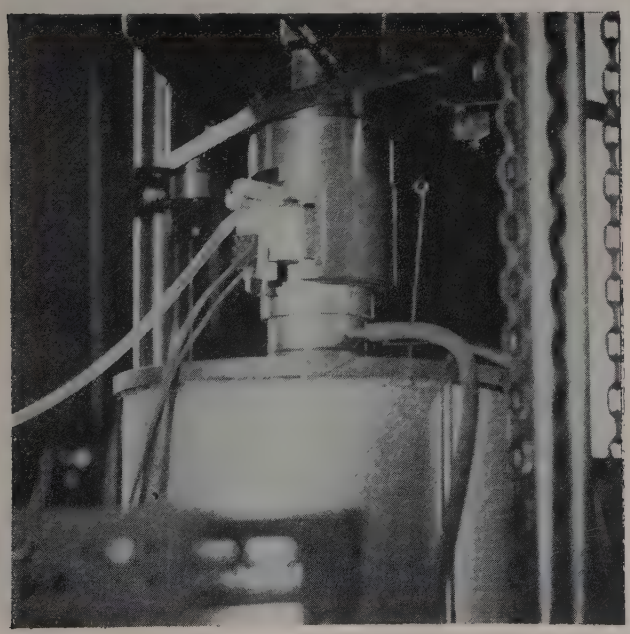


Figure III - 4

nous était pas possible de modifier le circuit hydraulique de la machine (celle-ci servant aux manipulations des élèves de l'Ecole Centrale) de façon à rendre automatique cette montée du sommier au cours de la dilatation, le palpeur est relié à une sonnerie qui avertit l'opérateur lorsqu'il est nécessaire d'effectuer cette montée à la main.

Le four à résistance est à enroulement cylindrique en alliage Kanthal-A, bobiné à l'intérieur d'un tube réfractaire. Son diamètre utile est de 70 mm et sa longueur de 500 mm. Il est alimenté sous basse tension 45 V par un courant stabilisé. La régulation se fait sur le primaire haute tension 220 V du transformateur d'alimentation, par un auto-transformateur variable Ferrix. Il n'a pas été jugé utile de monter une régulation de température automatique car le temps de maintien des éprouvettes à la température de torsion est relativement court. L'expérience

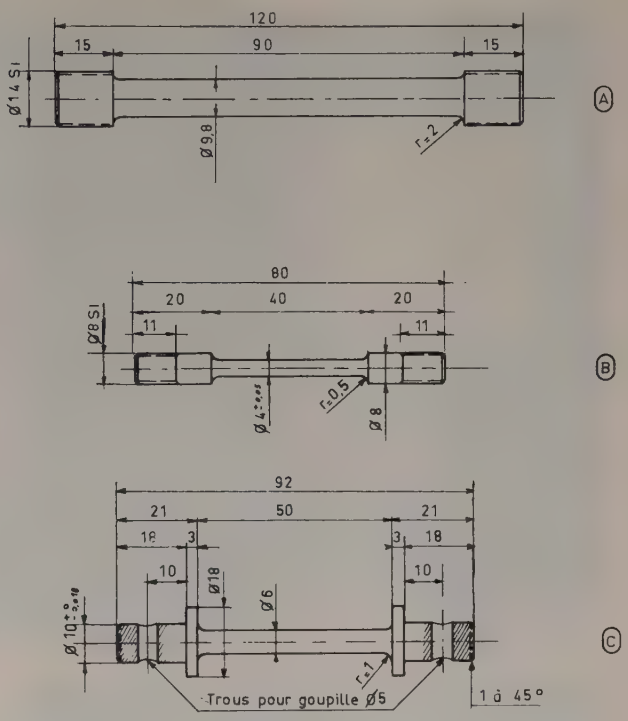


Figure III - 5

Eprouvette A : traction lente
Eprouvette B : traction rapide
Eprouvette C : torsion.

a montré que la seule stabilisation du courant était suffisante pour maintenir la température choisie pendant une heure, les variations de température étant alors de l'ordre de grandeur de la précision du thermocouple de mesure.

Si l'on effectue une trempe après essai, l'ensemble supérieur tête d'amarrage-boîte à joints-partie supérieure de l'éprouvette est rapidement dégagé du tube laboratoire et l'éprouvette est trempée à l'eau de 2 à 8 s après la rupture. Il n'est pas possible de tremper la partie inférieure de l'éprouvette rompue.

II. — MACHINE DE TRACTION RAPIDE.

Nous avons utilisé pour la réaliser un mouton Guillery rotatif. C'est une machine de résilience constituée d'un volant à la périphérie duquel peut jaillir un couteau qui vient frapper l'éprouvette. L'éprouvette de résilience a été remplacée par un étrier (fig. III-6) solidaire de la partie inférieure de l'éprouvette de traction. La partie supérieure de celle-ci est fixée à un solide bâti, l'éprouvette de traction est enfermée dans une boîte métallique, parcourue par de l'argon, l'étanchéité étant assurée par des joints Paulstra coulissants sur les deux têtes d'amarrage. Cette boîte (fig. III-6 et III-7) d'étanchéité supporte les deux arrivées d'un thermo-couple platine-platine rhodié dont la soudure est appliquée par un ressort sur l'éprouvette. De plus, elle comporte une fenêtre (fig. III-7) permettant des mesures optiques de la température.

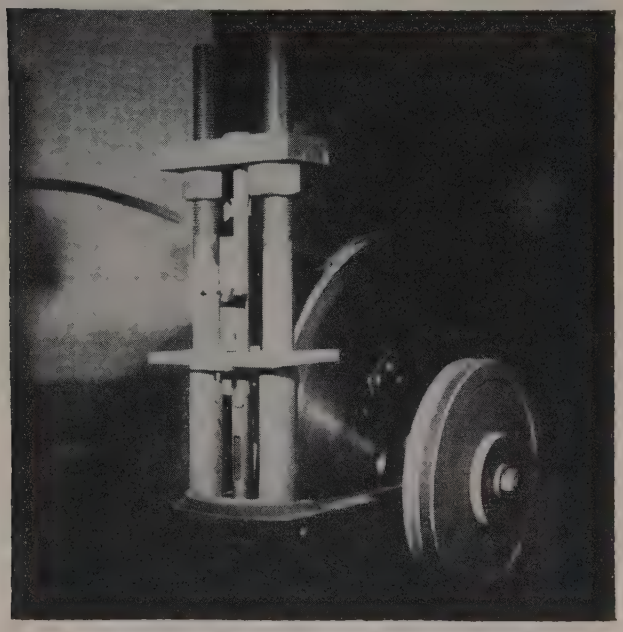


Figure III - 6

L'éprouvette est chauffée par effet Joule, les arrivées du courant de chauffage étant situées sur les deux têtes d'amarrage. Ce courant est mis en court-circuit par le couteau de rupture lorsque celui-ci arrive sur l'étrier et le chauffage cesse pendant la durée, très courte, de l'essai (en effet le phénomène de striction ne permettrait pas de maintenir le courant de chauffage pendant l'essai). Lors de la rupture, l'étrier portant la partie inférieure de l'éprouvette est envoyé dans un bac plein d'eau, trempant ainsi cette partie de l'éprouvette instantanément.

L'ancien dispositif de mise en rotation du volant par une manivelle a été remplacé par un moteur électrique entraînant ce volant par l'intermédiaire de deux poulies à diamètre variable (fig. III-8), ce qui permet de faire varier et de régler la vitesse de rotation du volant et, partant, la vitesse de déplacement du couteau en cours de traction.

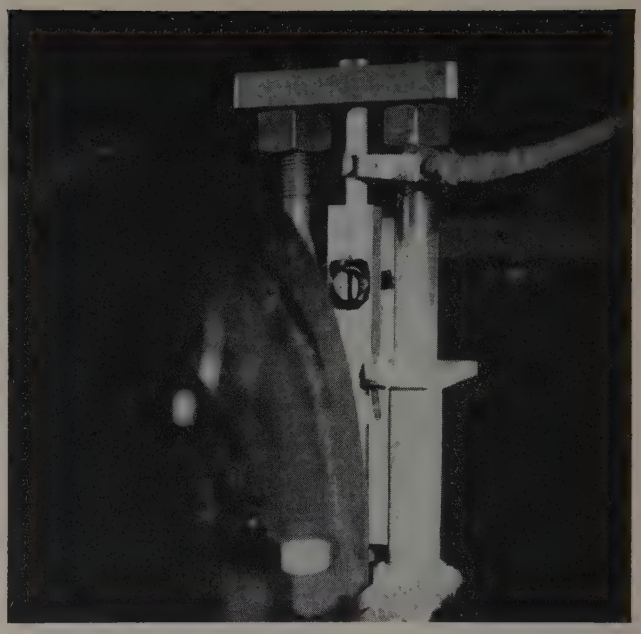


Figure III - 7

Avec ce dispositif, nous pouvons la régler de 0,5 à 10 m par seconde. La vitesse de rotation est mesurée par une méthode stroboscopique, et on en déduit la vitesse de traction.

Le courant de chauffage de bas voltage (3 à 4 V) et de forte intensité (de 300 à 600 A) permet l'obtention de températures allant de 850 à 1 400°C. L'éprouvette (fig. III-5) à têtes filetées est cylindrique, de diamètre 4 mm et de longueur calibrée 35 mm. Les congés raccordant la partie qui travaille aux têtes ont un rayon très faible, d'une part pour

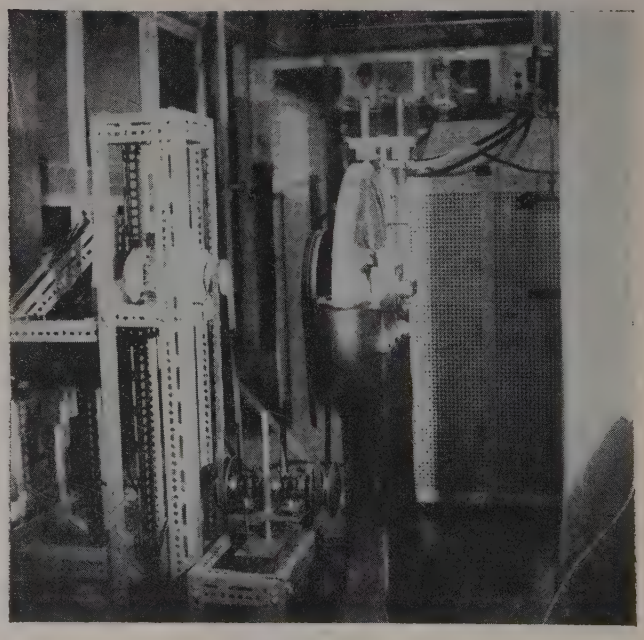


Figure III - 8

créer un obstacle aux fuites de chaleur vers les têtes et d'autre part pour éviter les phénomènes parasites venant de l'existence d'un gradient d'effort dans les congés à grand rayon, gradient d'effort pouvant conduire à un gradient de déformation.

III. — MACHINE DE TORSION.

La machine de torsion, construite à l'IRSID par Rossard, nous a servi de modèle pour réaliser la nôtre, en ce qui concerne le moteur d'entraînement et la tête de mesure.

Elle est conçue comme un tour parallèle (fig. III-9), un chariot portant la tête de mesure, un mandrin (mandrin fixe) et une arrivée de courant, se déplaçant sur deux glissières. Sur ces glissières est fixé à demeure le groupe

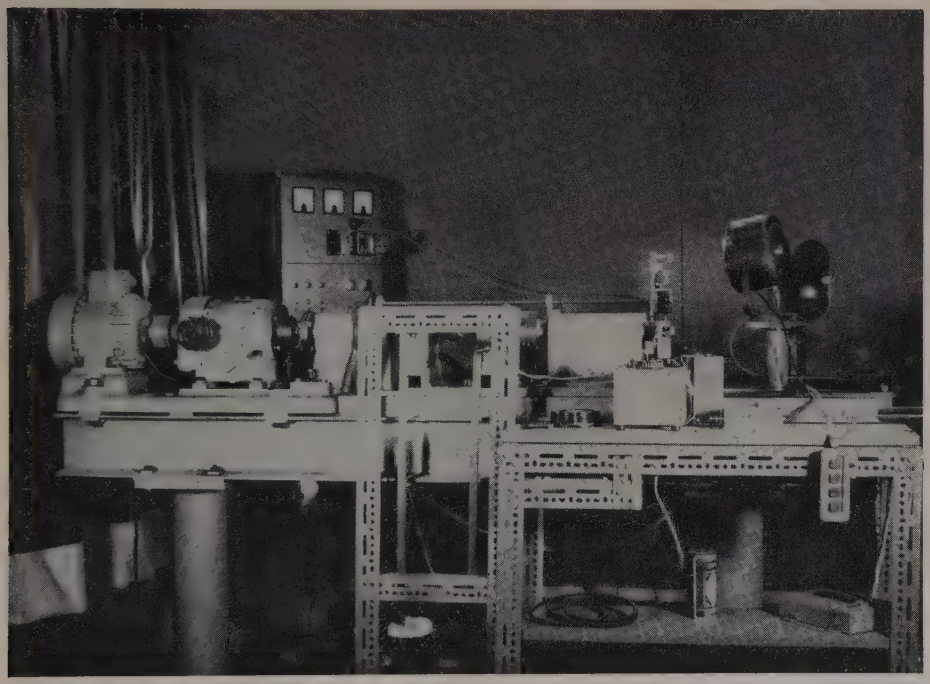


Figure III - 9

moteur électrique-variateur de vitesse hydraulique qui permet d'obtenir des vitesses de torsion allant de 0,1 à 1 000 tours-minute de façon continue avec un couple constant (75 kg/m). L'arbre de sortie du variateur porte un mandrin (mandrin tournant) le chauffage de l'éprouvette est réalisé par effet Joule. Le courant de chauffage (0,5 V de 100 à 1 000 A) est amené sur la tête rotative de l'éprouvette par l'intermédiaire d'un disque de cuivre baignant dans un bac de mercure et entouré d'un carter en Afcodur et sur la tête fixe par un collier en cuivre dont une partie trempe, elle aussi, dans du mercure (fig. III-10). Un refroidissement par eau des deux bacs de mercure est prévu pour les essais de longue durée.

L'éprouvette est entourée d'une gaine en pyrex (fig. III-10) parcourue par de l'argon. Cette gaine porte les

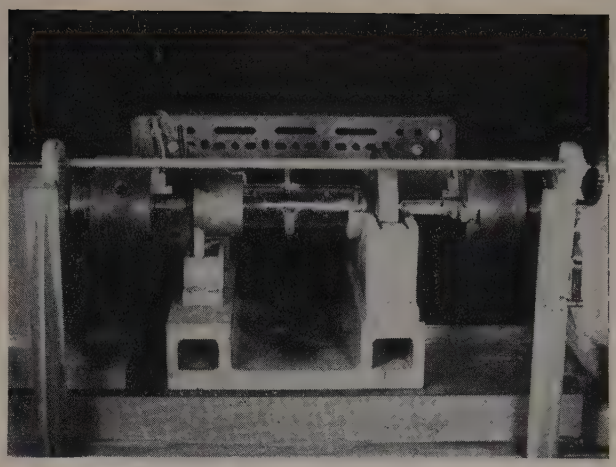


Figure III - 10

arrivées de thermocouple et une arrivée d'eau destinée à la trempe de l'éprouvette. L'étanchéité entre la gaine en pyrex et le collier en cuivre d'amenée de courant est assurée par des joints toriques et entre la gaine et le carter en Afcodur par un joint Paulstra.

L'éprouvette (fig. III-5) est cylindrique, la partie qui travaille ayant 6 mm de diamètre et 50 mm de long. Cette partie est terminée par deux collerettes qui la séparent des têtes cylindriques portant un trou perpendiculaire à l'axe de l'éprouvette. Dans ces deux trous viennent se

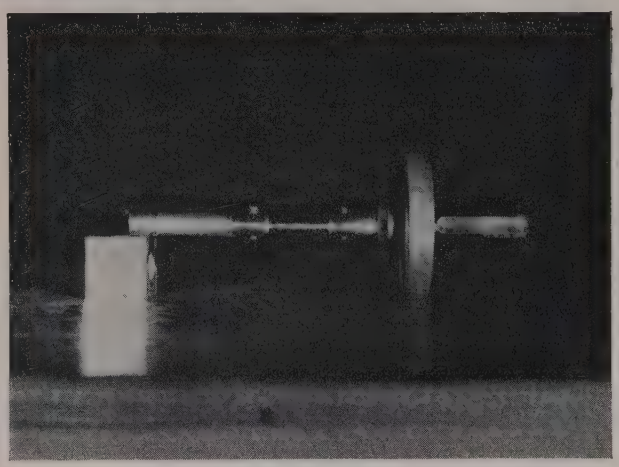


Figure III - 11

placer les goupilles qui assujettissent l'éprouvette aux bras porte-éprouvette (fig. III-11). Ainsi l'éprouvette ne peut pas se déplacer dans le sens de la longueur pendant l'essai de torsion : elle ne peut ni se raccourcir ni s'allonger. Les deux arbres porte-éprouvettes s'engagent dans les mandrins.

L'arbre qui supporte le mandrin fixe de la tête de mesure (fig. III-9) est retenu dans sa rotation par un ressort à lame. Il porte un bras, relié à un comparateur, dont le déplacement est fonction du couple de torsion. Ce déplacement, mis en évidence par le comparateur est enregistré par une caméra 16 mm ainsi que le nombre de tours sur un compte-tours et le temps lu sur un chronomètre. Le compte-tours est relié mécaniquement par un arbre (fig. III-9) au mandrin tournant du variateur de vitesse. La caméra est déclenchée à distance par un électro-aimant.

CHAPITRE IV

INFLUENCE DE L'ALUMINIUM EN OLIGO-ELEMENT SUR LA FORGEABILITE DES ACIERS AU CARBONE MI-DUR

L'aluminium, dans les aciers au carbone ordinaires, provient de l'opération de désoxydation, appelée aussi calmage. Le but principal de la désoxydation est la suppression de l'oxygène, en solution ou sous forme d'oxyde de fer, présent après l'opération d'affinage. Cet oxygène provoque à la solidification un dégagement des oxydes gazeux du carbone, avec comme conséquence un grand nombre de soufflures dans l'acier solide (acier effervescent). Le calmage consiste à empêcher la formation de ces oxydes gazeux en provoquant la précipitation d'oxydes solides et leur élimination plus ou moins complète par décantation. L'aluminium n'est pas le seul désoxydant employé, mais il est le plus efficace si l'on excepte le zirconium. Les autres désoxydants employés sont par ordre d'efficacité croissante, le manganèse, le silicium, le titane et le zirconium. Dans la pratique, on utilise une combinaison de ces différents désoxydants de façon à obtenir des inclusions d'oxydes ayant le plus bas point de fusion possible (pour favoriser leur coalescence et par suite leur décantation), ce qui est obtenu avec des silicates de manganèse et d'aluminium. On ajoute d'abord les désoxydants les plus faibles et une dernière addition d'aluminium est faite à la coulée pour enlever les dernières traces d'oxygène.

L'aluminium, lors de cette addition finale, est introduit en excès par rapport à la teneur supposée en oxygène, ce qui conduit à la présence d'aluminium à l'état dissous dans l'acier solide. Cet aluminium résiduel a de nombreuses conséquences sur les propriétés mécaniques et structurales de l'acier. Nous avons étudié ici son influence sur la forgeabilité.

L'étude de l'action de l'aluminium en oligo-élément a été faite sur trois aciers différents.

a) L'acier A mi-dur qui possède un domaine de chute de forgeabilité aux hautes températures, domaine dont l'existence et l'étendue sont fortement influencées par la vitesse et le mode de déformation.

b) Une gamme d'acier (Aciers B) élaborée en laboratoire à partir d'un même acier de base mi-dur et contenant des teneurs croissantes en aluminium. Il est à remarquer que ces aciers ont des teneurs en azote total voisines les unes des autres.

c) Un acier mi-dur au nickel-chrome-molybdène calmé à l'aluminium (acier C) qui a présenté un important manque de ductilité au cours du forgeage à chaud ; les analyses chimiques de ces aciers sont donnés au *tableau IV-I.*

Les aciers ont subi les séries d'essais à chaud prévues et les résultats ont porté sur les points suivants :

1) Influence du mode de déformation et de la vitesse de déformation sur le domaine de fragilité aux hautes températures, phénomène que nous appellerons par la suite pour simplifier « poche de malléabilité » à cause de l'aspect qu'il donne aux courbes de striction ou d'allongement en fonction de la température d'essai (voir fig. IV-1).
2) Influence de l'analyse chimique.
3) Influence des traitements thermiques préalables, ou plus précisément de l'histoire thermique du métal jusqu'au moment de l'essai.
4) Etude de la structure micrographique et surtout influence de son évolution au cours de l'essai mécanique à chaud.

I. — INFLUENCE DU MODE ET DE LA VITESSE DE DEFORMATION.

En traction lente, ce domaine de faible plasticité à chaud est particulièrement bien défini et la poche de malléabilité apparaît clairement et profondément sur les diagrammes striction ou allongement en fonction de la température d'essai (fig. IV-1). L'essai de traction effectué à vitesse très lente (il a été adopté ici la vitesse de

TABLEAU IV-I :

		C	Si	Mn	Ni	Cr	Mo	V	S	P	Al	Sn	Cu	N_2	Ti
Acier A		0,290	0,120	0,620	0,045	0,030			0,006	0,020	0,062		0,060	0,012	
Acier B	1	0,350	0,240	0,900					0,010	0,021	0,009			0,008	
	2	»	»	»					»	»	0,011			»	
	3	»	»	»					»	»	0,020			»	
	4	»	»	»					»	»	0,026			»	
	5	»	»	»					»	»	0,039			»	
	6	»	»	»					»	»	0,070			»	
	7	»	»	»					»	»	0,096			»	
Acier C		0,245	0,270	0,520	2,67	0,905	0,450	0,125	0,010	0,024	0,053	0,022	0,180		
Acier D		0,150		0,620	0,070	0,070	0,015		0,012	0,022	0,033	0,021	0,115	0,0025	0,018

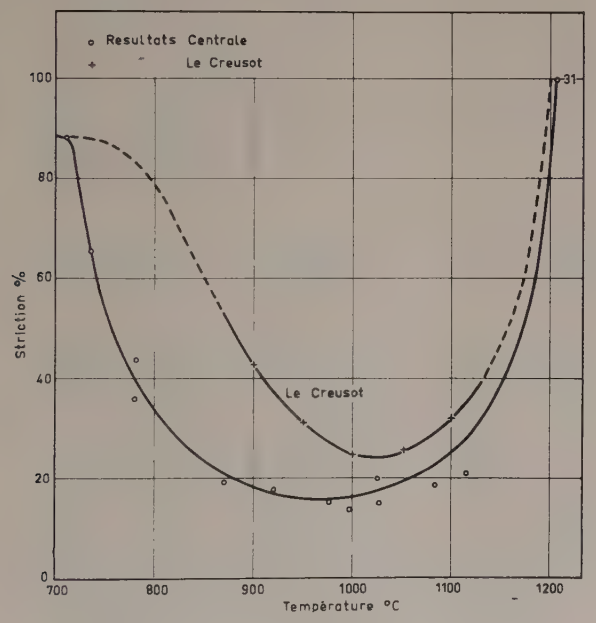


Figure IV - 1. — Traction lente. Acier A. Striction.

2 mm/mn) semble particulièrement apte à mettre en évidence de phénomène de fragilité à chaud. Lorsque la vitesse de traction augmente, la poche de malléabilité diminue à la fois en étendue (domaine de températures fragiles plus restreint) et en profondeur (les valeurs minimales de striction et d'allongement sont plus élevées) comme le montre la comparaison des trois courbes de la *figure IV-1*. Les courbes de la *figure IV-2* montrent que la baisse de capacité de déformation commence pour la teneur en aluminium nuisible un peu après le point Ac_1 le début de la poche se situant entre Ac_1 et Ac_3 ; cette capacité de déformation atteint son minimum vers 900°C, ce minimum s'étendant jusqu'au delà de 1 100°C (voir fig. IV-1 pour A et fig. IV-2 pour l'acier B5 ou B6), l'acier reprend ensuite d'excellentes propriétés, sauf pour les teneurs en aluminium supérieures à 0,06 % environ.

La courbe supérieure de la *figure IV-1* montre que pour une vitesse de traction de 9 cm/mn la chute de malléabilité existe toujours, bien que les valeurs de striction et d'allongement aient nettement augmenté. Pour faire disparaître cette poche, il faut atteindre des vitesses de défor-

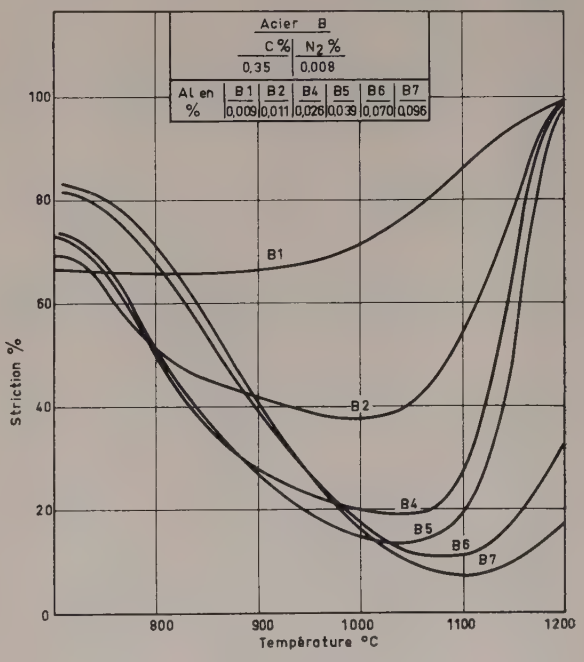


Figure IV - 2. — Influence de la température et de la teneur en aluminium sur la striction (vitesse : 1 mm/mn).

mation beaucoup plus grandes, telles que celles obtenues pendant les essais de traction rapide.

Les essais de traction rapide effectués pour une série de vitesses allant de 1 à 15 m/s ont donné des résultats très dispersés pour la striction ; cependant on peut dire qu'au-dessus de 900°C la température n'a que peut d'influence et que, sauf exception, toutes les strictions sont au-dessus de 75 % (fig. IV-3), ce qui indique une bonne forgeabilité. Il est vrai que le diamètre assez faible des éprouvettes conduit à une assez forte dispersion sur la mesure de striction. D'autre part, à ces grandes vitesses, des imperfections géométriques très faibles des éprouvettes ont une influence prépondérante vis-à-vis de la température d'essai, la mesure de l'allongement (fig. IV-4) donne des résultats moins dispersés et l'on peut conclure qu'il croît régulièrement avec la température à l'intérieur d'un certain domaine. A ces vitesses d'essai, la fragilité dans le domaine A_{C_1} - 1 100°C a complètement disparu.

Les résultats des essais de torsion à chaud sont plus délicats à interpréter. En effet nous avons vu que ces résultats sont beaucoup plus sensibles aux conditions de l'essai et que malheureusement l'influence de la variation de ces conditions est différente pour chacun des aciers étudiés ici. Une gamme très étendue de vitesses a été parcourue et lorsque le métal ne présente pas de phénomène particulier tel qu'une baisse de la forgeabilité, on a retrouvé les résultats de Rossard et Blain (7) : le nombre de tours à la rupture augmente peu lorsque la vitesse de déformation augmente. Cette augmentation est sensible aux faibles vitesses, mais à partir d'une certaine vitesse (18 à 20 tr/mn) le nombre de tours à la rupture ne dépend plus guère que de la température (fig. IV-5 et IV-6), à la dispersion des résultats près, dispersion qui est assez grande. Nous n'avons pas systématiquement étudié cette variation des résultats avec la vitesse d'essai, car tel n'était pas notre

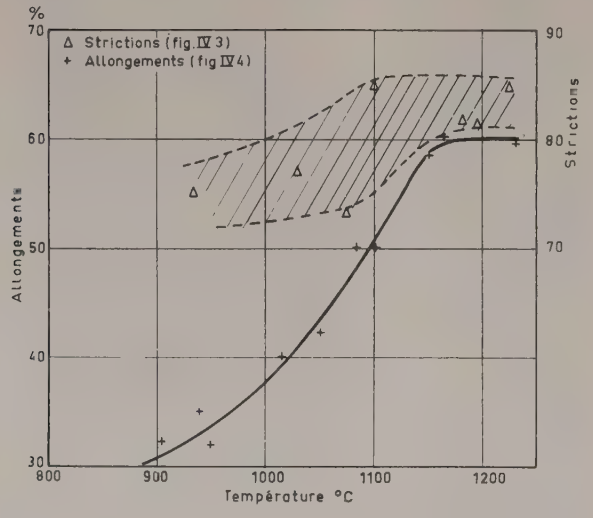
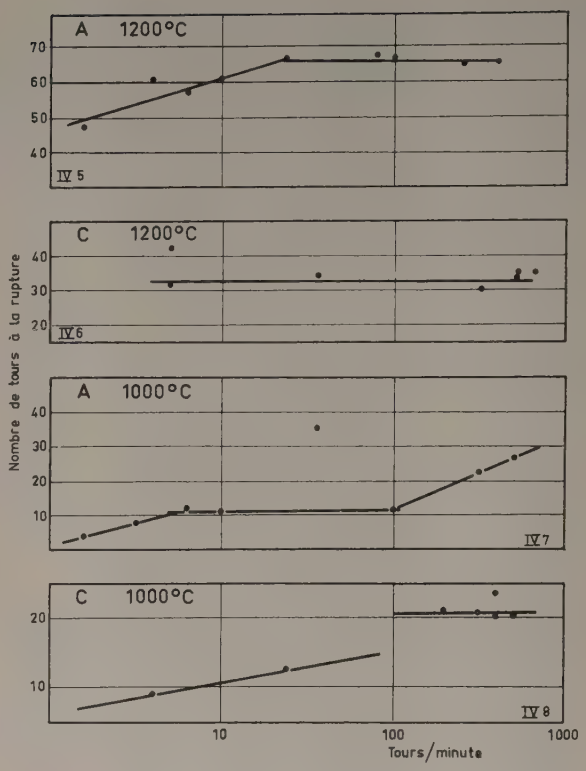


Figure IV - 3 et IV - 4. — Acier A. Allongements et strictions en fonction de la température en traction rapide (1 m/s).



Figures IV - 5, IV - 6, IV - 7 et IV - 8.

but et de plus nous ne disposions pas d'éprouvettes en suffisamment grand nombre pour effectuer une telle recherche.

Cette étude est d'ailleurs compliquée par le fait que la courbe nombre de tours à la rupture en fonction de la vitesse, pour une température donnée, peut être fortement modifiée par l'apparition d'un phénomène tel qu'un manque de forgeabilité dépendant de la vitesse. D'autre part, l'intervention de la recristallisation et son interaction avec la vitesse de déformation (vitesse qui, rappelons-le, varie sur tout le rayon de l'éprouvette) vient encore compliquer les résultats. Nous parlerons plus loin de cette action simultanée de la recristallisation et de la vitesse de déformation. Ce que l'on peut dire, c'est que les courbes précédentes (fig. IV-5 et IV-6) faites à 1 200°C c'est-à-dire pour une température à laquelle ces deux aciers A et C ne sont pas fragiles, sont entièrement différentes des mêmes courbes obtenues à 1 000°C, température à laquelle ces deux aciers sont fragiles (fig. IV-7 et IV-8). On voit en effet sur la *figure IV-7* (Acier A) que les résultats sont à peu près constants et faibles jusqu'à une vitesse de torsion de 100 et 150 tr/mn et qu'ils sont ensuite notablement plus élevés. Autrement dit, la fragilité, trouvée en traction lente, commence à disparaître pour des vitesses de torsion de l'ordre de 150 à 200 t/mn.

Les différentes courbes obtenues sur ces aciers demandent donc à être interprétées d'une façon assez délicate pour que l'on puisse retrouver le manque de forgeabilité

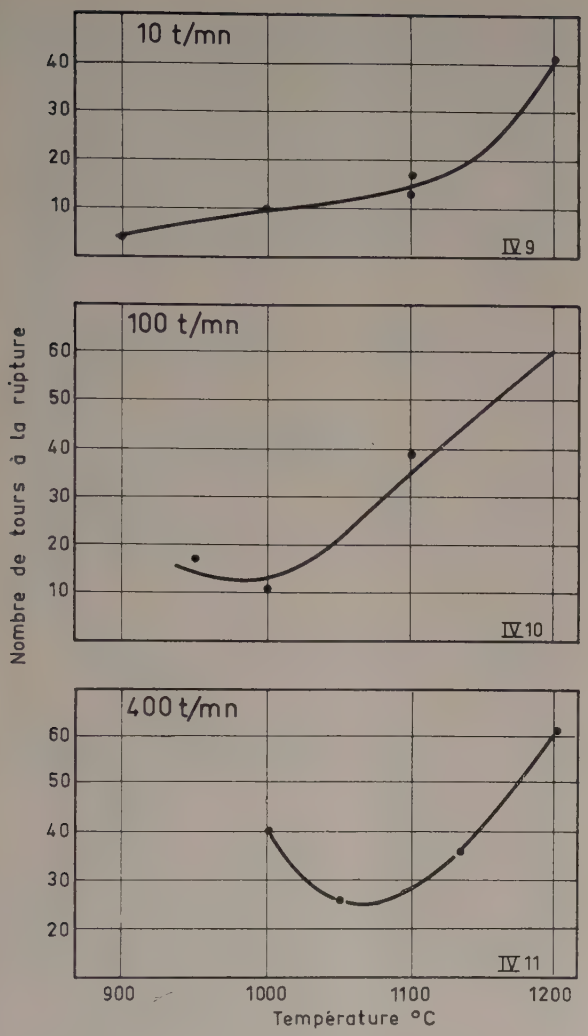


Figure IV - 9, IV - 10 et *IV - 11.* — Acier A.

remarqué en traction. Sur la *figure IV-9* relative à l'acier A, ce domaine se traduit par une faible forgeabilité, à peu près uniforme jusqu'aux environs de 1 100°C. Pour une vitesse de torsion dix fois plus forte, elle est toujours nettement marquée (fig. IV-10). A 400 tr/mn, elle existe encore, mais comme pour la traction, elle s'est déplacée vers le haut et vers la droite, c'est-à-dire vers les hautes températures et le minimum de forgeabilité est nettement amélioré. On peut voir que si l'on se servait de ces trois courbes pour tracer l'influence de la vitesse de torsion sur le nombre de tours à la rupture à 1 100°C par exemple, on obtiendrait une courbe parfaitement aberrante, puisque pour 100 tr/mn l'acier A n'est pas fragile, alors qu'il l'est pour les deux autres vitesses étudiées.

Quant à l'acier C, la comparaison des quatre courbes des *figures IV-12, 13* et*14* montre que sa faible forgeabilité à 900 et 1 000°C est très nette à 4 tr/mn mais qu'elle disparaît presque pour 18 tr/mn, et qu'elle est totalement invisible pour les grandes vitesses. On voit aussi (fig. IV-12) que la chute de malléabilité se traduit sur une courbe par l'existence de deux domaines différents, l'un inférieur, l'autre supérieur, dans chacun desquels une augmentation de la vitesse de torsion provoque une augmentation du nombre de tours à la rupture, à deux échelles différentes. Ceci montre que ces deux aciers A et C, difficilement forgeables dans des domaines de températures à peu près identiques, réagissent de façon très différentes à l'essai de torsion et qu'il est illusoire de comparer les résultats obtenus sur des aciers différents et, à plus forte raison, sur des alliages différents avec une vitesse unique de torsion. Il convient, lors de telles études de forgeabilité, d'explorer toute une gamme de vitesses de déformation, ce qui n'est pas le cas des études de Ihrig (24) et Clark et Russ (23).

II. — INFLUENCE DE LA TENEUR EN ALUMINIUM.

Cette partie de l'étude a été effectuée à l'aide de la gamme des aciers B. Comme nous ne disposions que de peu d'éprouvettes, nous n'avons pas eu la possibilité d'étudier systématiquement l'influence de la vitesse de déformation sur les courbes de forgeabilité en torsion de ces alliages. Cependant des essais faits sur l'un de ces aciers, B6, très fragile à chaud ont montré qu'il se comportait comme l'acier A et que la fragilité à chaud commençait

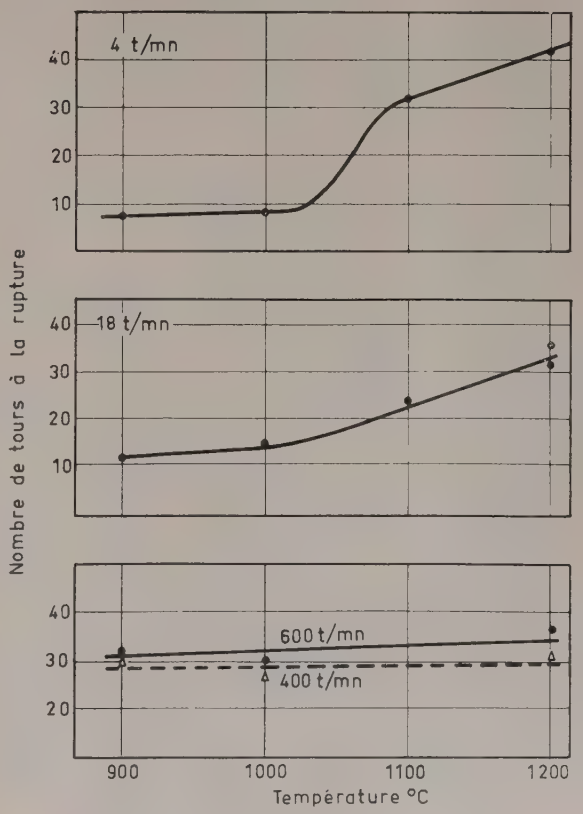


Figure IV - 12, IV - 13 et *IV - 14.* — Acier C.

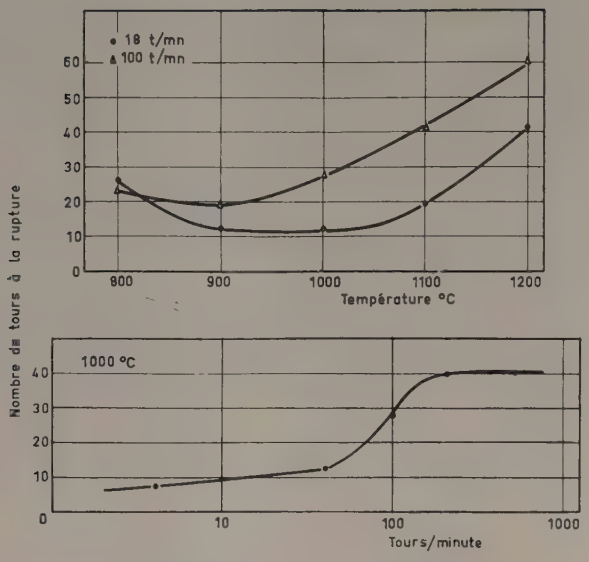


Figure IV - 15 et *IV 16.* — Acier B6

à disparaître pour une vitesse de torsion de 100 tr/mn (fig. IV-15); la *figure IV-16* montre aussi l'existence des deux domaines d'augmentation de la forgeabilité.

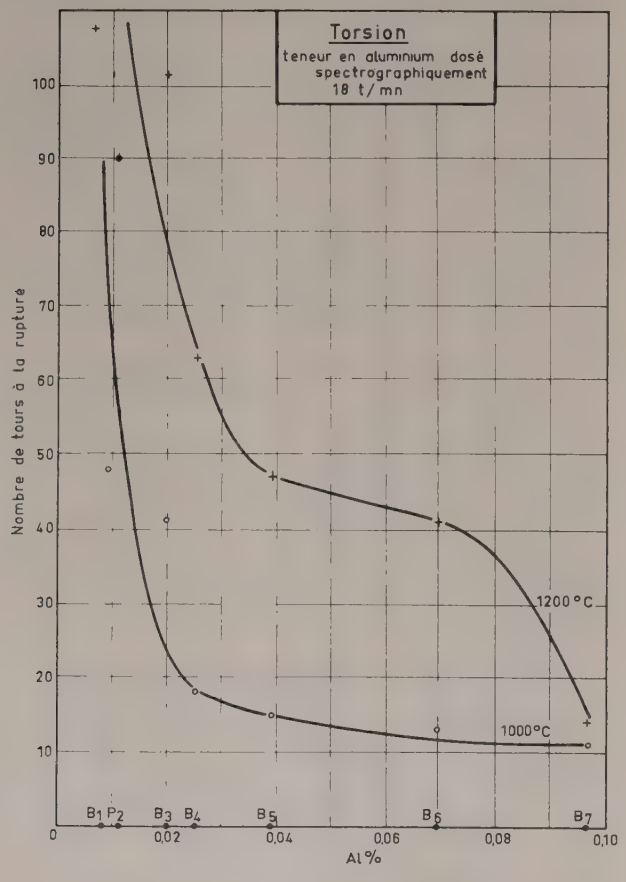


Figure IV - 17.

Les courbes de forgeabilité, en fonction de la teneur en aluminium, obtenues en traction ou en torsion, mettent bien en évidence l'influence de celui-ci. Sur la *figure IV-2* sont portées les différentes courbes de striction en fonction de la température d'essai pour la gamme d'aciers à l'aluminium. On peut voir que l'augmentation de la teneur en aluminium approfondit la poche de malléabilité, mais aussi en déplace le minimum vers les hautes températures. A partir de la teneur 0,07 % Al, ce qui correspond à l'acier B6, on ne retrouve plus à 1 200°C les qualités de malléabilité de l'acier de base. Sur la *figure IV-17* on a porté le

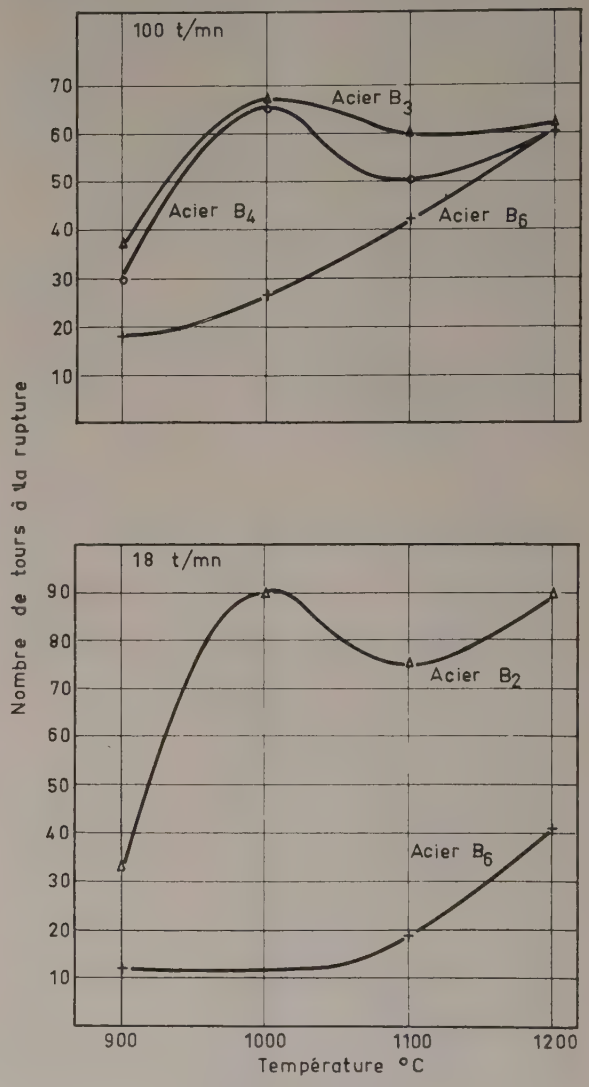


Figure IV - 18 et *IV - 19.*

nombre de tours à la rupture en fonction de la teneur de l'acier déterminée spectrographiquement pour deux températures d'essai de torsion. On retrouve les mêmes résultats, sur des courbes de torsion en fonction de la température, pour différents aciers de cette gamme : sur la *figure IV-18* qui montre les données d'essais effectués à

100 tr/mn. A cette vitesse, la fragilité des aciers B3 et B4 est supprimée et seule subsiste une poche de malléabilité pour B6. Sur la *figure IV-19*, cette poche est très nettement marquée pour B6 alors qu'elle est supprimée pour B2, l'aspect des courbes de forgeabilité en torsion des aciers B lorsque le phénomène de fragilité à chaud est absent, présente un maximum pour 1 000°C, température à laquelle la fragilité est le plus marquée lorsqu'elle est présente. Ceci n'a jusqu'à présent pas reçu d'explication mais pourrait être attribuée à l'influence de la vitesse de recristallisation.

La teneur en aluminium est donc le facteur déterminant de ce phénomène de poche de malléabilité. Il est cependant à noter que nous avons examiné ce phénomène uniquement en fonction de la teneur en aluminium spectrographique, c'est-à-dire en aluminium total, sans tenir compte des combinaisons dans lesquelles il a pu entrer, soit pendant l'essai, soit pendant la mise en température préalable. Nous étudierons ceci plus en détail lorsque nous essayerons de trouver une explication à cette poche de malléabilité.

III. — INFLUENCE DE L'HISTOIRE THERMIQUE DU METAL.

Tous les essais dont nous venons de parler ont été effectués sur des aciers normalisés après le laminage en barres (chauffage à 875°C suivi de refroidissement à l'air). Ces aciers ne prenant pas la trempe à l'air, nous partions donc d'un métal en équilibre structural, qui était porté assez lentement à la température envisagée pour l'essai. Nous avons pensé que si l'on effectuait l'essai en portant auparavant l'éprouvette à très haute température et en lui faisant subir la déformation lorsqu'elle est redescendue à la température d'essai, nous pourrions supprimer cette poche de malléabilité.

Cela ne s'est révélé vrai que si le retour à la température d'essai, à partir de la température de surchauffe, s'est fait suffisamment rapidement. On supprime alors plus ou moins la faible ductilité, autrement dit, on améliore la forgeabilité dans la zone de températures critiques de l'acier. Si, au contraire, on redescend lentement à la température d'essai, la courbe présente toujours la même poche de malléabilité, quelquefois même celle-ci est encore plus accusée. Si l'on regarde la *figure IV-20* tracée pour l'acier A à 10 tr/mn, on voit qu'un préchauffage à 1 200°C déplace la poche de malléabilité vers les hautes températures, mais ne la supprime pas lorsque le refroidissement de 1 200°C à la température d'essai est suffisamment long (les deux courbes en pointillé ont trait à des temps de refroidissement plus courts). Un autre fait à noter est celui qui est mis en évidence sur la *figure IV-21 :* la vitesse de torsion influe sur le résultat de ces deux genres d'essais, à température ascendante et à température descendante ; à température descendante, une augmentation de la vitesse de torsion améliore de façon plus importante et pour une température d'essai moins élevée, la forgeabilité.

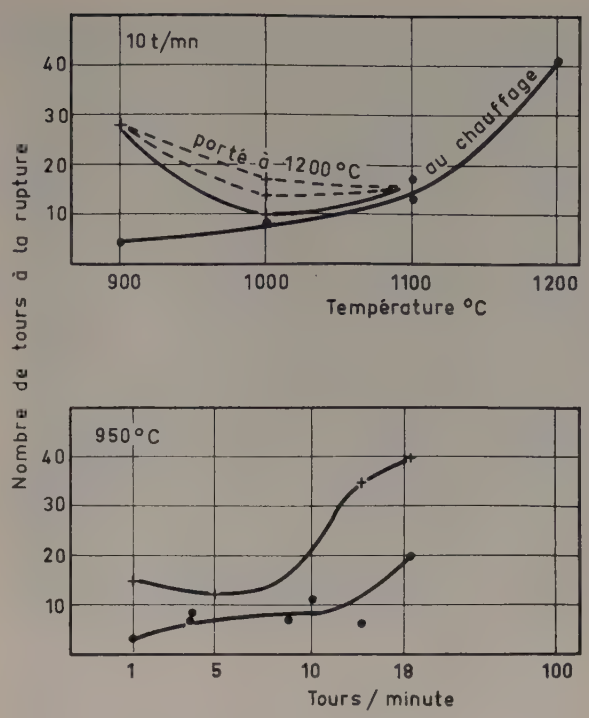


Figure IV - 20 et *IV - 21.* — Acier A.

En traction lente, la *figure IV-22* montre qu'un temps de maintien suffisamment long à la température de surchauffe (ici 1 200°C) suivi d'un refroidissement suffisamment rapide supprime la fragilité à 900°C, alors qu'une surchauffe à la température du minimum de la poche abaisse encore la

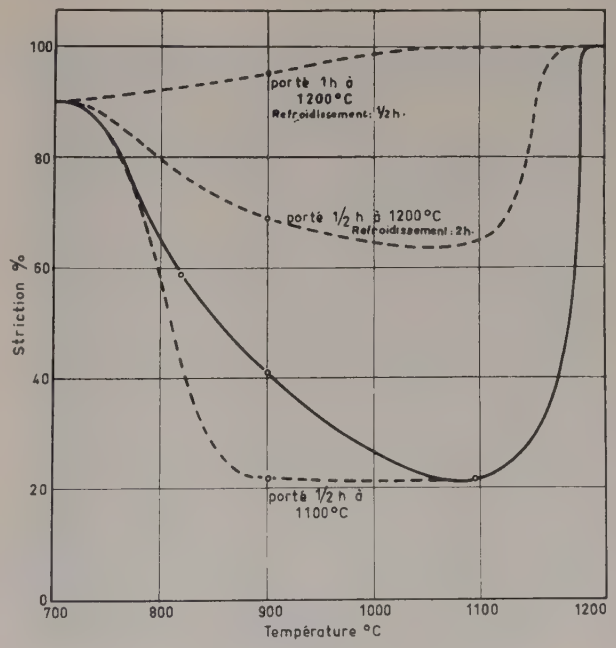


Figure IV - 22. — Traction lente - B 4 - Striction.
Influence de la surchauffe avant essai.

forgeabilité à une température plus basse. Ces derniers résultats ne sont valables que jusqu'à une certaine teneur en aluminium (ici acier B4) et, pour les aciers B6 et B7 dont la forgeabilité est médiocre même à 1 200°C, une surchauffe à ces températures n'améliore que peu ou pas la forgeabilité.

Enfin ces résultats de traction à vitesse très lente ont été confirmés par des essais à vitesse plus grande (9 cm/mn au lieu de 2 cm/mn). Sur l'acier A (fig. IV-23), une surchauffe à 1 250°C, avec une vitesse de refroidissement jusqu'à température d'essai assez lente améliore la forgeabilité à 1 100°C mais l'abaisse considérablement à 1 000°C, les résultats étant légèrement inférieurs lorsque le temps de refroidissement s'allonge. On peut d'ailleurs penser qu'avec un temps de refroidissement suffisamment long, la forgeabilité à 1 100°C serait elle aussi diminuée. Sur l'acier C (fig. IV-24), la forgeabilité est un peu améliorée par la surchauffe, mais le temps de refroidissement est assez court.

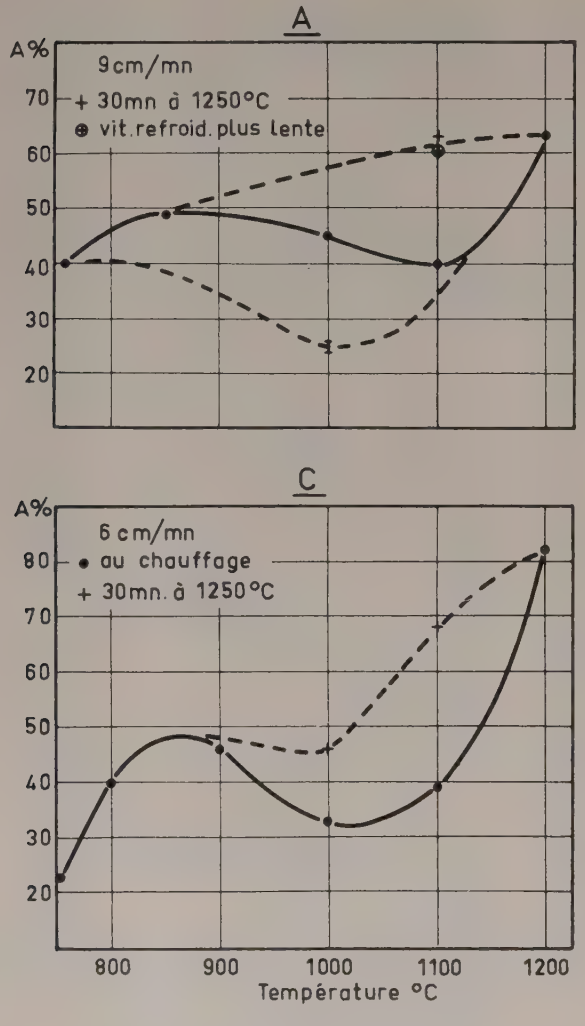


Figure IV - 23 et IV - 24.

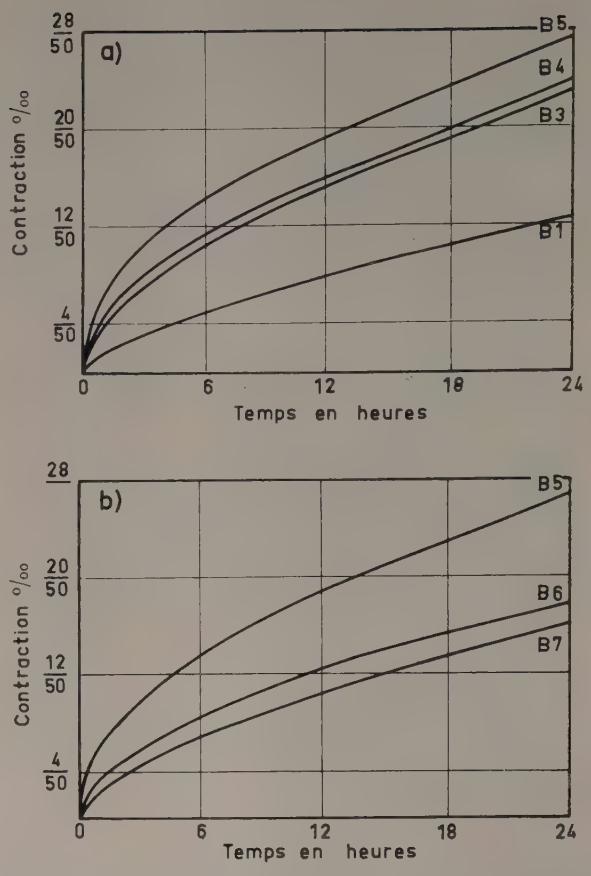


Figure IV - 25. — Contraction en fonction du temps de maintien d'éprouvettes d'acier B à 1 000°C.

L'influence de la surchauffe sur la poche de malléabilité de ces aciers peut être résumée de la façon suivante : elle supprime en totalité ou en partie la chute de ductilité à chaud à condition que le refroidissement à partir de cette température soit suffisamment rapide. Il est possible qu'un maintien à la température de surchauffe suffisamment long (de 10 à 24 h par exemple) supprime le manque de forgeabilité à chaud, mais nous n'avons pas encore pu réaliser de tels traitements. Cependant, des essais de dilatométrie isotherme (fig. IV-25 et annexe IV-1) pendant lesquels on enregistrait la lente contraction d'éprouvettes d'acier B au cours d'un maintien à 1 000°C, ont montré que cette contraction cessait au bout de quelques heures pour les aciers jusqu'à B5. Au-delà de cette teneur en aluminium, la contraction est plus faible. Si ces conditions ne sont pas observées, la surchauffe aggrave la fragilité à chaud et déplacerait peut-être la poche de malléabilité vers les basses températures. Ces constatations ont conduit le laboratoire du Creusot à élaborer des éprouvettes, d'un acier (acier D du *tableau I*) sous vide calmé à l'aluminium. Cet acier contient à peu près autant d'aluminium que l'acier B5 (0,033 % Al) mais a une teneur en azote quatre fois plus faible (0,002 % N_2). Il n'a accusé aucun manque

de malléabilité aussi bien au chauffage qu'au refroidissement (fig. IV-45) et ceci quelle que soit la vitesse de traction. Sur cette figure a été porté l'aspect de la courbe de malléabilité de l'acier D et de l'acier B5, à titre de comparaison.

IV. — ETUDE DE LA MICROSTRUCTURE.

Ces essais mécaniques ont conduit à toute une série d'études micrographiques, aussi bien en micrographie optique qu'en micrographie électronique. Nous avons surtout cherché à relier la variation de la structure micrographique à la variation des propriétés mécaniques en fonction soit de la température, soit de la vitesse de déformation.

Lorsque l'on trempe les éprouvettes de traction aussitôt après rupture, on constate, lorsque l'acier n'est pas ductile, la présence de très nombreuses fissures intergranulaires, la rupture elle-même s'est produite par décohésion intergranulaire (fig. IV-26). Une attaque au réactif de Beaujard : acide picrique teepol (fig. IV-27), une attaque nitro-vanadique poussée ou bien mieux une attaque colorante dans un réactif colorant au nitrate de soude (fig. IV-28, voir page 41) *révèlent aux joints des grains des plages blanches de ferrite, qui prolongent et complètent le réseau de fissures.*

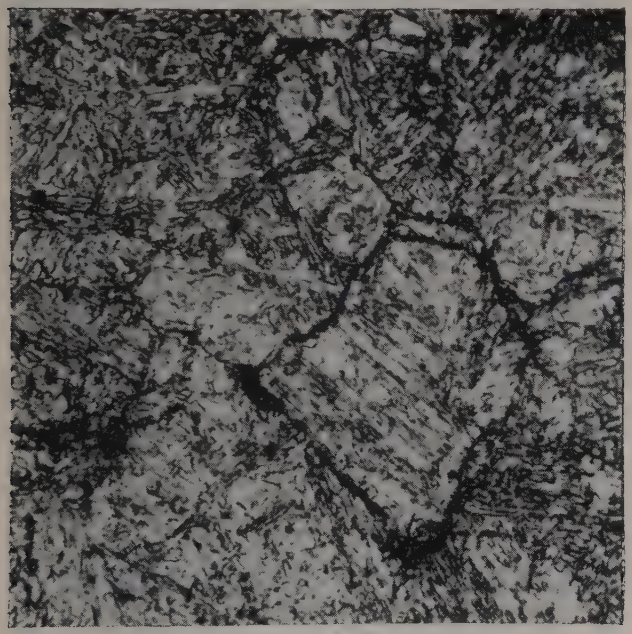


Figure IV-26. — Acier A à 950°C. Attaque picrique Teepol × 1 100
(Figure réduite à ses 8/11 à la reproduction)

Les figures précédentes montrent l'aspect du phénomène sur l'acier A lorsque l'acier n'est pas fragile, et en particulier à une température supérieure à la poche de malléabilité, les joints de grains de l'éprouvette trempée, attaquée au réactif de Beaujard ont l'aspect de la *figure IV-29.*

Pour les aciers B, dès l'acier B2 en dessous du point Ac, des fissures en faible quantité apparaissent avant cas-

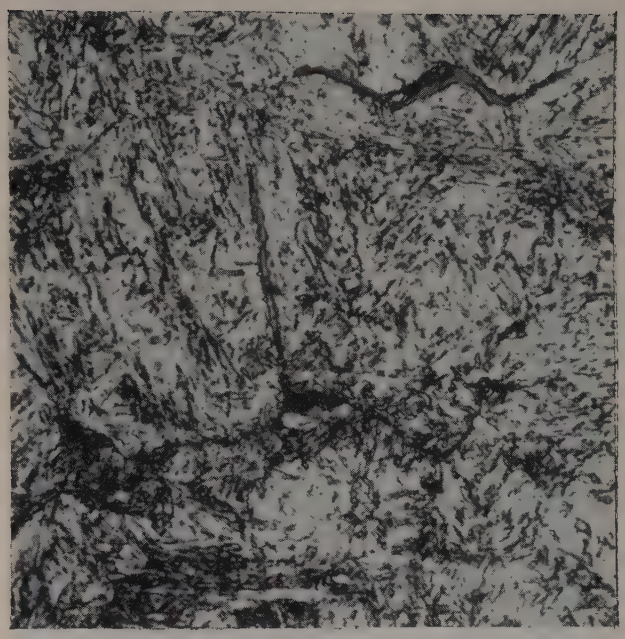


Figure IV-27. — Acier à 1 000°C. Acier picrique. Teepol × 2 100
(Figure réduite à ses 8/11 à la reproduction)

sure, toujours dans la ferrite existant aux joints des grains entre ferrite et perlite (fig. IV-30). Cependant la rupture est alors encore ductile. Ces fissures ne se développant pas et étant très localisées, la perlite se dispose en bandes dans le sens de la traction. Il en est de même pour l'acier A, en dessous du point Ac_1 où les quelques fissures qui apparaissent au milieu des alignements de carbure n'ont aucune

Figure IV-29. — Acier à 1 200°C. Attaque picrique Teepol × 1 100
(Figure réduite à ses 8/11 à la reproduction)

influence (fig. IV-31). Par contre, B6, qui à ces températures présente une meilleure forgeabilité, n'exhibe pas ces fissures.

Lorsque l'on effectue l'essai au-dessus de A_{C3}, les fissures apparaissent en grande quantité en même temps que la fragilité à chaud. Ces fissures suivent le réseau de ferrite, disposé en plaques plus ou moins continues, et les fissures se situent surtout aux endroits où la ferrite est en plages fines. Elles sont très rares dans les plages épaisses ou sont alors dans le prolongement de fissures venues de plages fines : ceci est très net pour l'acier B2 tractionné à 976°C (fig. IV-32) et l'acier A tractionné à 782°C (fig. IV-33).

A la température plus élevée, les structures martensitiques des éprouvettes trempées montrent aux joints des grains de très fines plaques.

Les échantillons B5 et B6 par exemple présentent un réseau de plages fines dans la martensite, complétant le

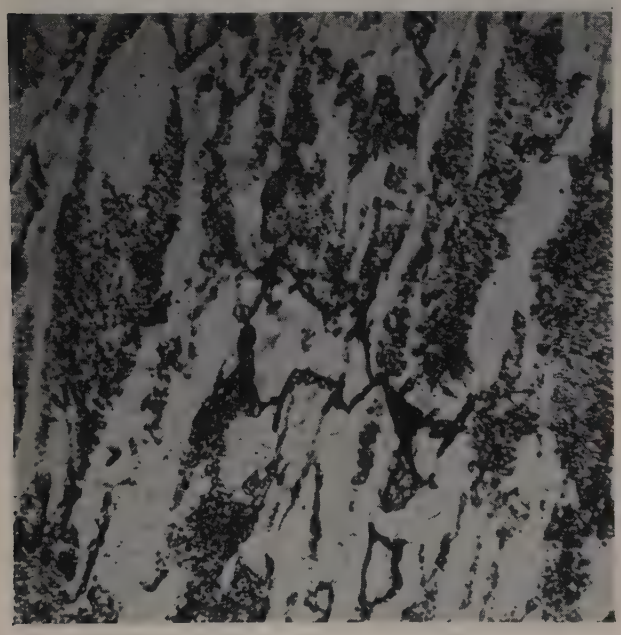


Figure IV-30. — Acier B2 à 796°C. Attaque Nital × 2 100
(Figure réduite à ses 8/11 à la reproduction)

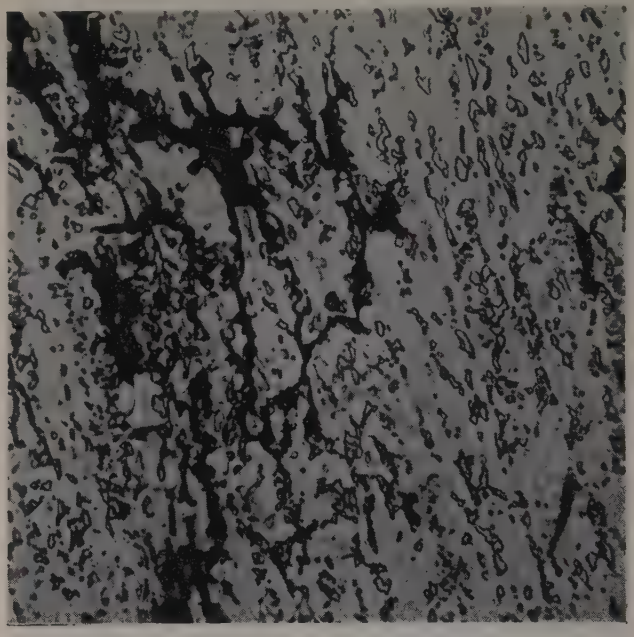


Figure IV - 31. — Acier à 710°C. Attaque picrique × 1100.
(Figure réduite à ses 8/11 à la reproduction)

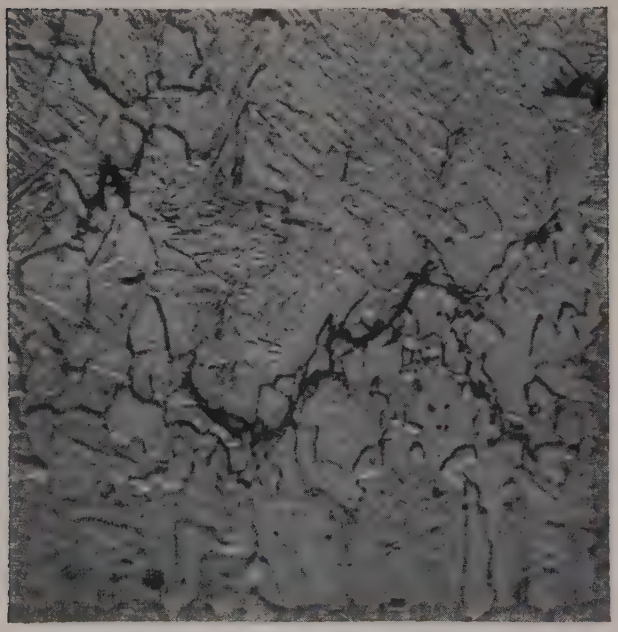


Figure IV - 32. — Acier B2 à 796°C. Attaque Nital × 2100
(Figure réduite à ses 8/11 à la reproduction)

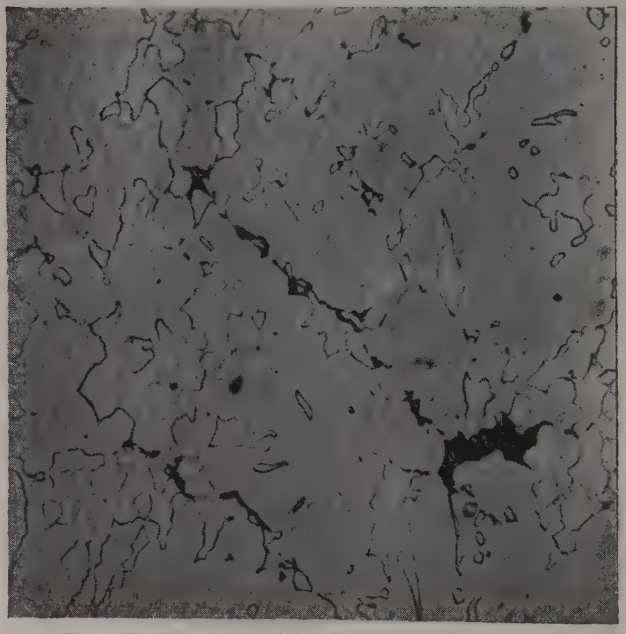


Figure IV-33. — Acier A à 782°C. Attaque pricique × 1 100
(Figure réduite à ses 8/11 à la reproduction)

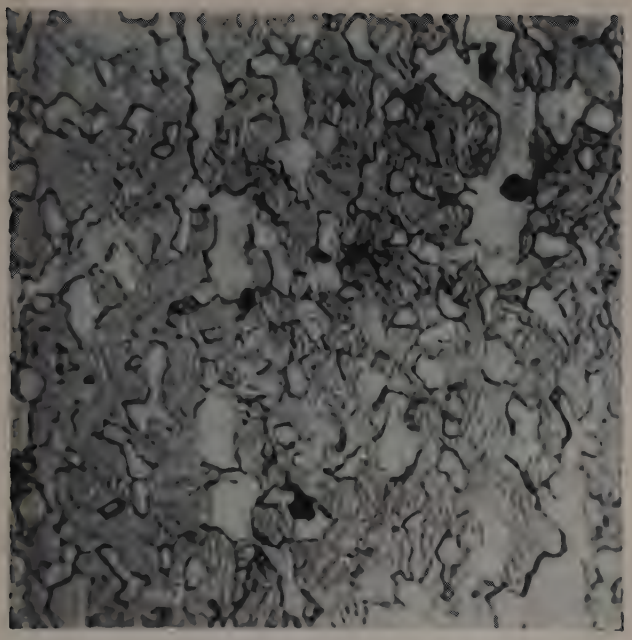


Figure IV-34. — Acier B6 à 760°C. Attaque Nital × 2 100
(Figure réduite à ses 8/11 à la reproduction)

Figure IV-35. — Acier B6 à 1 000°C. Attaque Murakami suivie d'un léger polissage × 2 100
(Figure réduite à ses 8/11 à la reproduction)

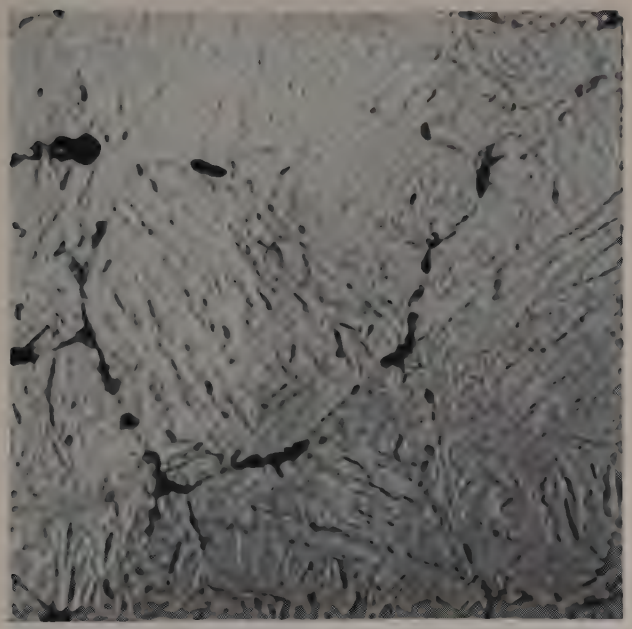


Figure IV-36. — Acier B6 à 1 210°C. Attaque Beaujard × 2 100
(Figure réduite à ses 8/11 à la reproduction)

Figure IV-38. — Acier B2 à 1 020°C. Attaque Nital. Refroidissement à l'air × 1 100
(Figure réduite à ses 8/11 à la reproduction)

réseau dessiné par les nombreuses fissures. Il faut remarquer qu'aux basses températures (760°C) la ferrite, en plages homogènes ne se répartit pas en réseau comme dans le cas des aciers moins chargés en aluminium, et contient de belles inclusions carrées (fig. IV-34). A 1 000°C dans le domaine fragile, l'attaque Murakami met bien en évidence des alignements aux joints des grains comme pour l'acier A (fig. IV-35). A 1 200°C, il subsiste de très petites plages de ferrite et quelques fissures intergranulaires (fig. IV-36).

Il est nécessaire, pour faire apparaître ces plages ferritiques, d'utiliser des réactifs micrographiques spécifiques de la ferrite en faible teneur : attaque Murakami qui sert à mettre en évidence la ferrite δ dans les aciers inoxydables (c'est le cas de la *figure IV-35* sur B6 tractionné à 1 026°C) attaque au bisulfite de Beaujard et Tordeux

(fig. IV-33) et surtout attaque au réactif au nitrate de soude colorant (45) (fig. IV-37, voir page 41). L'attaque classique au nital ne révèle les plages ferritiques que lorsqu'elles sont très importantes. Lorsque l'éprouvette n'est pas trempée, mais simplement refroidie à l'air après essai, des plages ferritiques formées au refroidissement entourent les fissures (fig. IV-38), ce qui permet de supposer qu'il se trouvait des germes de ferrite à l'endroit des fissures, situées au centre des éprouvettes, ce qui exclut la possibilité d'une oxydation par décarburation, surtout pour des éprouvettes tractionnées en atmosphère d'argon.

Il en est de même en torsion ; les éprouvettes examinées ont été trempées au cours de l'essai de torsion bien avant la rupture pour être sûr d'avoir la structure micrographique existant pendant la déformation. On retrouve les mêmes plages de ferrite (fig. IV-39, voir page 41). Dans les régions périphériques de l'éprouvette déformée à grande vitesse à une température située dans la poche de malléabilité (fig. IV-40, voir page 41) et par conséquant non fragile et présentant un grand nombre de tours à la rupture, on trouve ces domaines de ferrite courbés

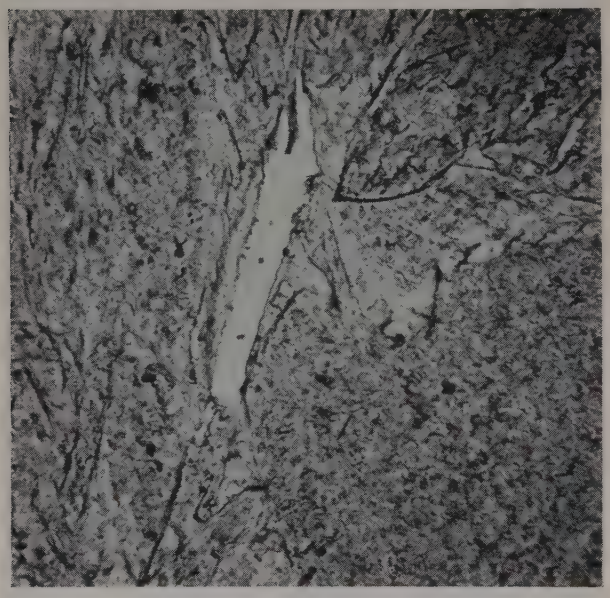


Figure IV - 41. — Acier A, Attaque Villela réplique au carbone décollée dans le brome × 8 000
(Figure réduite à ses 8/11 à la reproduction)

en lunules. Cette ferrite a donc participé à la déformation et n'a cependant pas donné de fragilité lorsque l'éprouvette, à la même température, présente un manque de forgeabilité (vitesse de torsion plus faible) ; les domaines α sont plus petits et ne sont pas déformés dans le sens de la torsion.

Au microscope électronique, ces plages ferritiques deviennent extrêmement nettes et aucun doute ne subsiste quant à leur nature distincte de la matrice trempée martensique et leur disposition intergranulaire (fig. IV-41 et IV-42) ; les micrographies ont été réalisées par G. Henry à l'IRSID.

Figure IV - 42. — Acier A. Microfractographie sur éprouvette tractionnée à 1 000°C puis cassée à la température de l'azote liquide.

V. — INTERPRETATION DE CES RESULTATS

Action du nitrure d'aluminium.

Ce phénomène de chute de malléabilité à chaud est donc lié d'une part à la présence d'aluminium en oligo-élément dans ces aciers et d'autre part à la persistance dans le domaine austénitique, de ferrite intergranulaire en plages dispersées et fines. La nocivité de cette structure biphasée est nettement montrée par le fait que la poche de malléabilité débute entre Ac_1 et Ac_3, avec des fissures se produisant aux joints de grains entre les deux phases. Cependant les analyses chimiques poussées effectuées aux laboratoires du Creusot, sur des échantillons que nous avions tractionnés à chaud et trempés immédiatement après essai ont révélé que, dans tout le domaine de fragilité, il se produit une mise en solution progressive du nitrure d'aluminium existant à froid. Ces analyses chimiques nous conduisent à penser qu'il existe à chaque température un équilibre physico-chimique :

$$N\,Al \rightleftarrows N + Al$$

et que la dissociation n'est complètement terminée qu'à haute température. Ce fait a été confirmé par toute une série d'études récentes (en particulier 64). On peut le constater sur les courbes des *figures IV43* et *IV-44*. Les croix représentent les teneurs en azote du nitrure d'aluminium de l'acier et on voit que ces teneurs commencent à décroître aux environs de 800°C. Il faut signaler que pour l'acier A, la teneur en nitrure d'aluminium à froid était faible, voisine de la teneur à 1 200°C et que le nitrure a précipité durant le chauffage de l'acier. La comparaison des *figures IV-43* et *IV-44* montre que la déformation à chaud, le forgeage à faible vitesse (il s'agit ici d'essais de traction lente) en atmosphère d'argon, favorisent le départ de l'azote du métal, mais celui qui provient de la décomposition du nitrure semble rester dans l'acier, puisque les courbes s'écartent à haute température. Il faut d'ailleurs retenir l'allure des courbes plutôt que la valeur exacte des teneurs en azote. En effet, les dosages d'azote

dans l'acier, surtout pour de telles teneurs sont assez délicats et peu précis. Le forgeage favorise aussi une mise en solution à des températures plus basses du nitrure d'aluminium, en accélérant sans doute le passage de l'azote à travers le métal (action identique à la précédente) et en déplaçant ainsi la réaction d'équilibre vers la droite, en appauvrissant en azote les régions entourant les inclusions en cours de dissolution.

Une autre preuve très nette de l'intervention du nitrure d'aluminium dans ce phénomène de fragilité à chaud est donnée par le comportement de l'acier ordinaire à 0,15 % de carbone, acier D du tableau d'analyses chimiques, qui a été élaboré sous vide au laboratoire. Malgré une assez forte teneur en aluminium, il ne présente pas de fragilité à chaud, car sa teneur en azote est très faible. La teneur en aluminium est donnée sur la *figure IV-45,* où nous avons tracé la striction en fonction de la température. Il a été porté aussi sur cette figure la courbe de l'acier B5 qui a une teneur en aluminium très voisine de celle de l'acier D, mais une teneur en azote quatre fois plus forte. Cette comparaison met bien en évidence l'importance de la présence d'azote sur le manque de forgeabilité dû à l'aluminium.

Pour qu'un acier manque de ductilité à chaud, il faut donc que se trouve présent, à ce moment-là, du nitrure d'aluminium en dissolution. Notre première idée a été

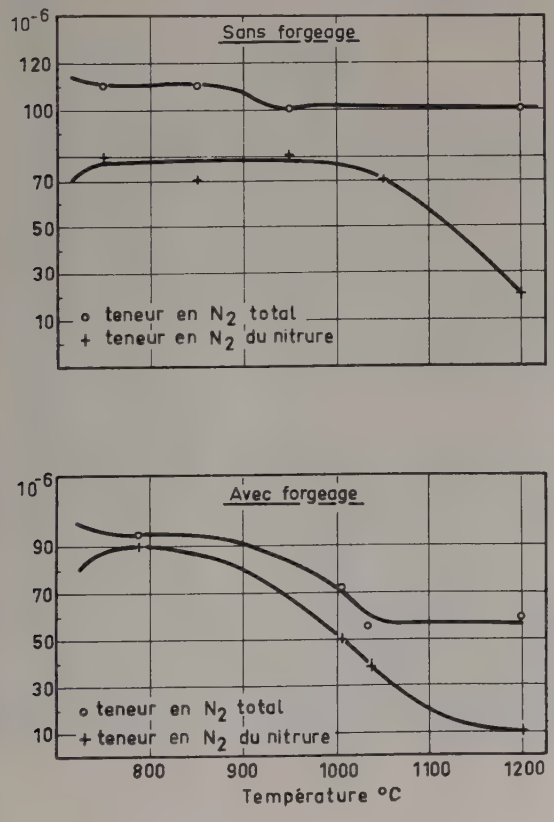


Figure IV - 43 et *IV - 44.* — Acier A.

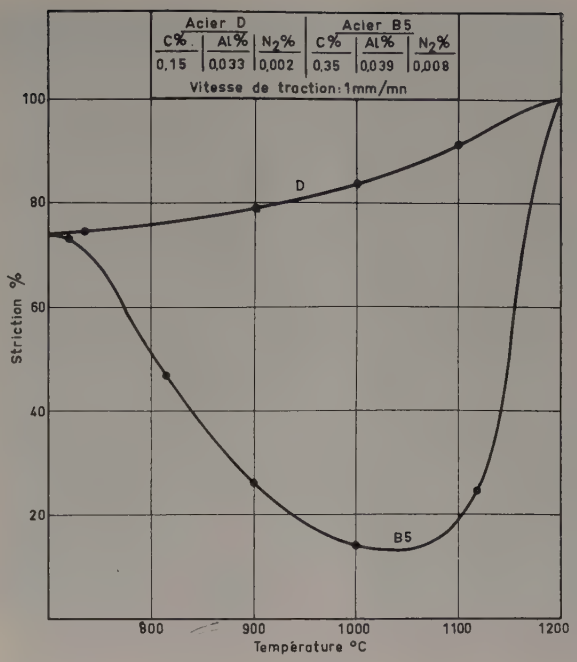


Figure IV - 45. — Influence de la température et de la teneur en azote sur la striction.

que les inclusions de nitrure réparties aux joints des grains, constituaient des amorces de rupture en ces endroits. Cette hypothèse se heurte à deux objections majeures.

a) Le maximum de fragilité (minimum de la poche) ne correspond pas au maximum de la teneur en N Al, mais bien au contraire au moment où le nitrure d'aluminium est presque entièrement dissous ; c'est-à-dire qu'au moment du maximum de fragilité, il n'y a plus qu'une très faible quantité d'inclusions de nitrure dans l'acier.

b) D'autre part, on n'arrive pas à voir, aussi bien au microscope optique qu'au microscope électronique, d'inclusions en réseau sur les échantillons fragiles trempés, alors que l'on voit très nettement les réseaux de plaques de ferrite.

Nous avons essayé d'identifier le nitrure d'aluminium. Dans les aciers objets de cette étude, nous avons remarqué des inclusions de couleur gris-bleu, de forme très géométrique, généralement carrées, d'une taille comprise entre 1 et 6 μ, ressemblant aux inclusions de nitrure de titane jaunes ; la microsonde de Castaing nous a montré qu'elles contenaient de l'aluminium en forte quantité. Leur nombre augmente avec la teneur en aluminium, et le traitement thermique à la température indiquée par l'analyse chimique pour la mise en solution des nitrures d'aluminium les fait disparaître. A l'état d'équilibre à froid, les inclusions de nitrure sont celles montrées par la *figure IV-46.* Elles se situent toujours au milieu de grains de ferrite et on ne les trouve pas dans la perlite. D'autre part, il a été examiné au microscope électronique les

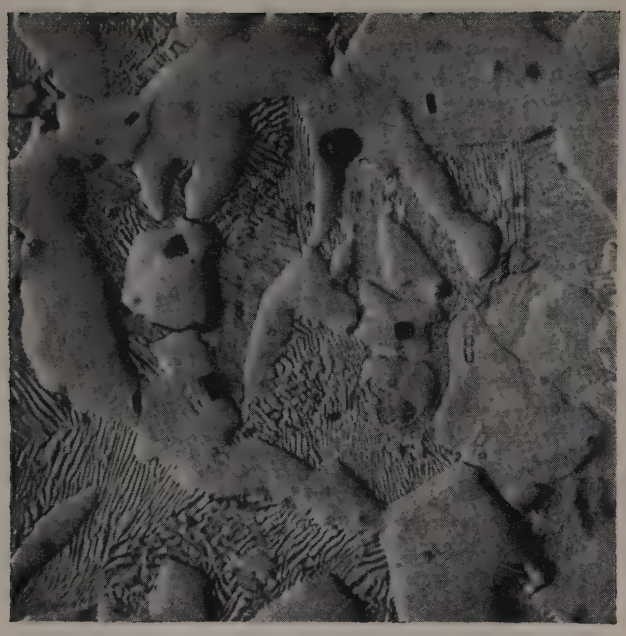


Figure IV-46. — Acier A normalisé. Attaque Nital × 2 100
Traces d'inclusions carrées dans la ferrite.
(Figure réduite à ses 8/11 à la reproduction).

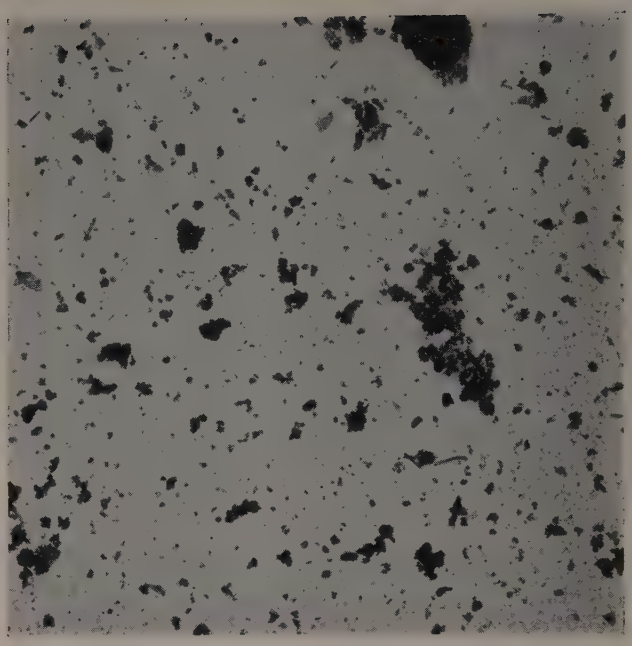


Figure IV-47. — Acier A trempé à 850°C. Résidu de l'attaque ester-halogène, Particule entre 0,1 μ et 1 μ × 10 000
(Figure réduite à ses 8/11 à la reproduction).

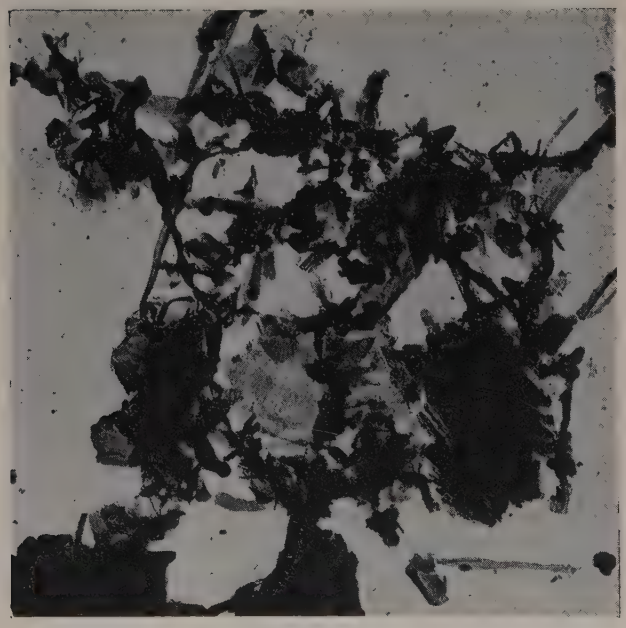


Figure IV-48. — Acier A normalisé. Résidu de l'attaque ester-halogène × 20 000 (Figure réduite à ses 8/11 à la reproduction).

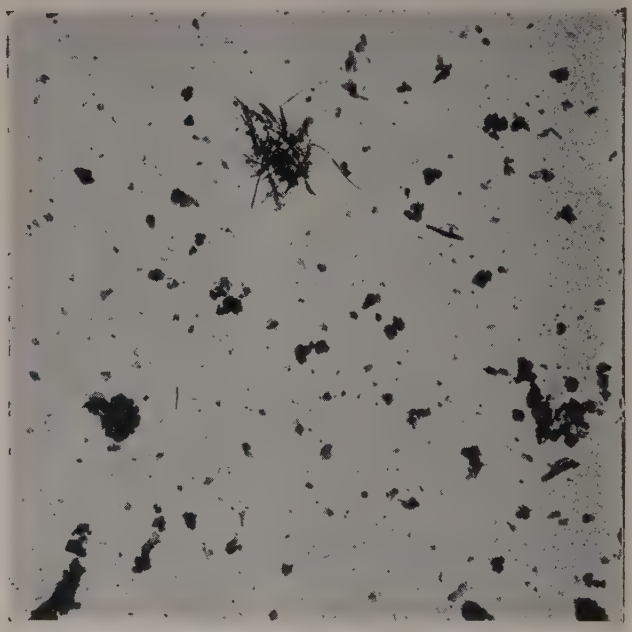


Figure IV-49. — Acier A trempé à 850°C. Résidu de l'attaque ester-halogène. Quelques aiguilles × 10 000.
(Figure réduite à ses 8/11 à la reproduction).

résidus d'attaque ester-halogène qui contiennent les nitrures d'aluminium non dissous de deux échantillons d'acier A et du nitrure d'aluminium synthétique. Cette étude, faite à l'IRSID par G. Henry n'a pas permis de voir ces grosses inclusions de N Al. Les résidus ester-halogène présentent des particules très petites (0,1 γ de diamètre) (fig. IV-47) et d'autres sans morphologie bien définie ,souvent sous forme de feuilles minces (fig. IV-48). On observe assez rarement des aiguilles (fig. IV-49). Ces précipités ne diffractent pas aussi bien en diffraction électronique qu'en diffraction X. Seuls les précipités de la *figure IV-50* qui sont sous une forme très rarement observée dans ces résidus, ont donné une raie de diffraction de faible intensité qui correspond à une raie intense de Al_2O_3. Bien que cette iden-

Figure IV-28. — Acier A à 950°C. Attaque au nitrate de soude × 2 100

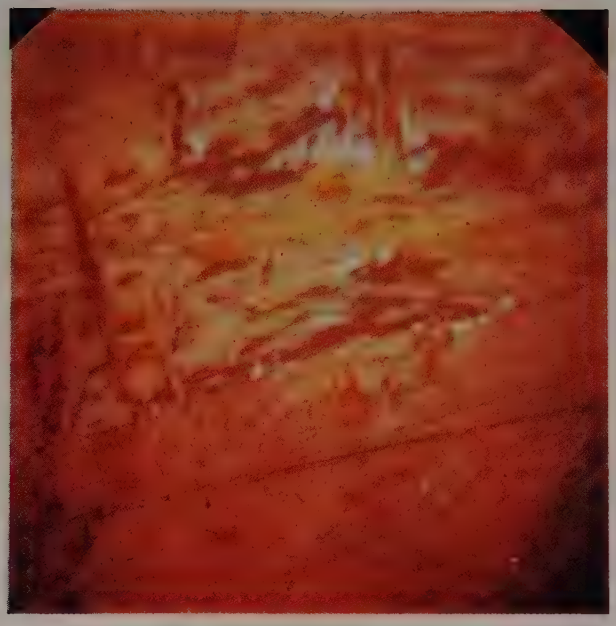


Figure IV-37. — Acier B5. Attaque au nitrate de soude × 2 100

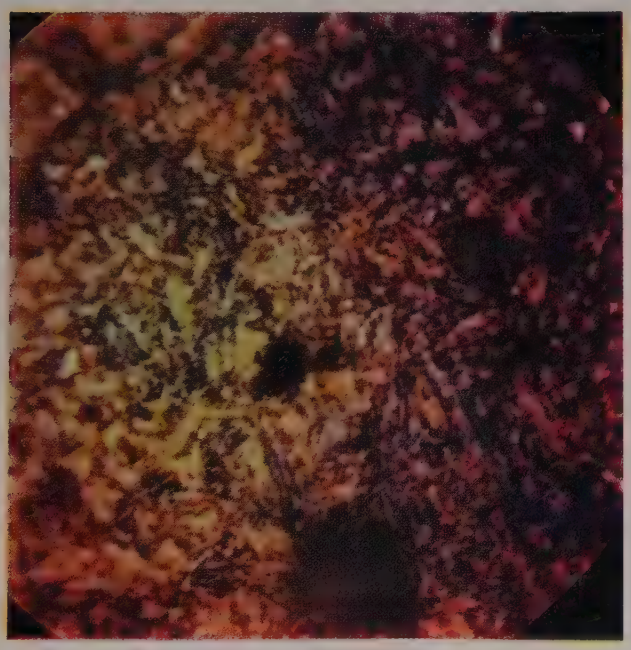


Figure IV-39. — Acier A. Attaque au nitrate de soude × 2 100

Figure IV-40. — Acier B7. Attaque au nitrate de soude × 2 100

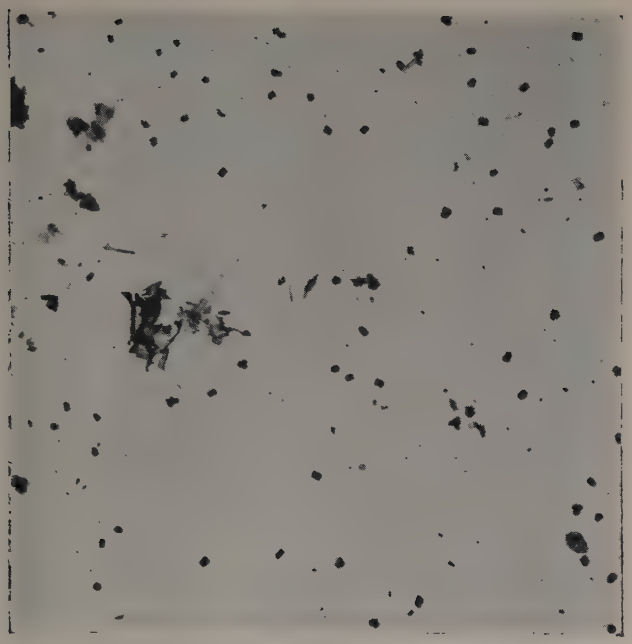


Figure IV-50. — Acier A normalisé. Résidu de l'attaque ester-halogène. Aspect assez rare, qui serait de l'alumine. × 10 000. (Figure réduite à ses 8/11 à la reproduction).

tification soit assez aléatoire étant donné la faible quantité de ces précipités, cela correspond au fait que tous ces aciers contiennent une petite quantité d'alumine, en teneur constante d'ailleurs quelque soit la teneur en aluminium sous d'autres formes. Cette alumine vient de l'oxygène présent au moment du calmage de l'acier, oxygène dont la quantité est très faible et sensiblement constante (elle varie entre 35 et 45 ppm) pour un type d'élaboration donné.

Le nitrure d'aluminium est donc présent sous deux formes : de grosses inclusions assez rares, carrées de 1 à 6 μ de diamètre et des inclusions beaucoup plus petites, moins de 0,1 μ de diamètre, en feuilles ou en aiguilles. Ceci expliquerait les divergences entre les différents auteurs ayant observé des inclusions de N Al, les uns (64) trouvant au microscope électronique des aiguilles très fines, les autres (65, 66) de grosses inclusions géométriques observées au microscope optique. Ces constatations rendent encore plus improbable l'hypothèse d'une action mécanique directe du nitrure d'aluminium. Ces considérations permettent aussi d'expliquer les courbes dilatométriques de la *figure IV-25*. Au cours du maintien à 1 000 °C, l'aluminium ségrégé se dissout lentement dans la matrice austénitique. La quantité de ferrite, présente après transformation : $\alpha \rightleftarrows \gamma$ diminue elle aussi lentement et le phénomène se traduit par une très lente contraction qui cesse lorsque toute la ferrite a disparu, l'aluminium étant alors entièrement en solution dans la phase γ. Lorsque la teneur en aluminium dépasse 500 à 600 ppm (acier B6 et B7), cette migration ne se fait plus ou presque plus et la contraction devient très faible pour ces deux aciers. Il est intéressant de remarquer que ce sont ces deux aciers qui ne reprennent plus leur forgeabilité pour 1 200°C.

Ce phénomène de faible ductilité à chaud est donc, tous autres facteurs (mode et vitesse de déformation, teneur en autres éléments dans l'acier, pression partielle d'azote dans l'atmosphère du four, etc.) étant fixes, dépendant d'une part de la dissolution des nitrures d'aluminium et, d'autre part, de la présence de ferrite aux joints des grains. Cette ferrite est maintenue dans le domaine austénitique précisément par la décomposition du nitrure d'aluminium, et c'est là le mécanisme que nous proposons. Lors de la dissolution du nitrure, l'azote, très mobile, beaucoup plus soluble dans l'austénite que dans la ferrite, quitte rapidement le site de l'inclusion, fuite favorisée par une déformation concomitante, comme l'a montré la présente étude. L'aluminium qui provient aussi de la dissolution du nitrure d'aluminium peu mobile, beaucoup plus soluble dans la ferrite que dans l'austénite, n'a que peu de tendance à quitter le site de la décomposition et, par conséquent, la concentration en aluminium dissous augmente rapidement en cet endroit. C'est un élément alphagène, et en cet endroit, un alliage fer-aluminium, ferritique au-dessus du point Ac_3 de l'acier, prend naissance. On a donc affaire, au moment de la déformation, à un métal austénitique possédant aux joints de grains de faibles quantités de ferrite qui le rendent difficilement forgeable.

Lorsque l'on porte l'acier à très haute température avant l'essai (1 200 ou 1 250°C), l'aluminium ne diffuse pas et reste aux joints des grains, surtout dans ces aciers mi-durs où le carbone a tendance à repousser les éléments alphagènes vers ce joint (7). Mais si on dépasse la température du point Ac_3 pour l'alliage fer-aluminium intergranulaire, celui-ci devient austénitique en s'intégrant sans doute à la matrice. Si l'on redescend rapidement à la température d'essai, dans le domaine de fragilité, l'alliage Fe-Al intergranulaire n'a pas le temps de reprendre son équilibre, c'est-à-dire de se transformer à nouveau en ferrite et l'acier entièrement austénitique reprend sa forgeabilité. Si, au contraire, le retour à la température d'essai dans la poche de malléabilité se fait lentement ou si on laisse l'éprouvette séjourner à la température de fragilité, l'alliage Fe-Al intergranulaire a le temps de reprendre son équilibre, c'est-à-dire que l'on retrouve de la ferrite aux joints des grains austénitiques. L'acier est de nouveau peu forgeable. Le maintien de l'aluminium aux joints des grains à très haute température est en effet nécessaire pour que le nitrure puisse précipiter à plus basse température.

Aux températures où le nitrure se dissocie, l'aluminium diffuse très difficilement dans l'acier et il reste ainsi aux joints des grains, y créant des domaines de ferrite. Le coefficient de diffusion de l'aluminium à 950°C dans le fer γ serait de $3{,}8 \times 10^{-9}$ cm²/s (46) alors que celui de l'azote à la même température serait de $1{,}07 \times 10^{-1}$ cm²/s (46) (47). Il est aussi à noter que certains auteurs pensent que l'aluminium abaisse la solubilité de l'azote dans l'acier (à l'état liquide) (63). Si entre 800 et 1 100 °C, il ne peut pas se déplacer lors de la dissociation, il est diffi-

cile de penser qu'au cours d'une reprécipitation, aux mêmes températures, il soit libre de se déplacer vers le site où se forme l'inclusion de N Al. Pour que celle-ci puisse grossir il faut que l'aluminium soit à pied d'œuvre, c'est-à-dire que le traitement à 1 200 ou 1 250°C ne l'ait pas dispersé.

Si l'on se reporte aux courbes de la *figure IV-22* par exemple, on voit que pour la courbe supérieure, le temps de retour à la température a été trop court pour que l'alliage fer-aluminium intergranulaire ait pu se transformer en ferrite. Cette transformation a eu le temps de se faire en partie pour la courbe immédiatement inférieure, l'éprouvette ayant été maintenue une demi-heure à 920°C avant l'essai. Pour la courbe inférieure relative à une surchauffe à la température du maximum de fragilité, ce traitement préalable à 1 100°C a amené la proportion de ferrite plus près de sa valeur critique et on obtient le même résultat qu'à 1 100°C.

Cette action indirecte de l'aluminium dissous explique le fait qu'une même teneur en nitrure d'aluminium agit différemment suivant la teneur en aluminium. Si l'on compare le comportement de B2 à 800°C et de B6 à 1 200°C, il est totalement différent soit en traction, soit en torsion, bien que leurs teneurs en nitrure d'aluminium soient identiques.

Ces faits sont à rapprocher des constatations qu'à faites Sirca sur la diffusion du cuivre dans le fer (48). Sirca a montré que Cu diffuse aux joints des grains du fer γ et des alliages austénitiques alors qu'il diffuse dans toute la masse (de façon « frontale ») dans le fer α et les alliages ferritiques (à l'exception des alliages Fe-Si). Il a d'autre part montré que, si l'on ajoute au cuivre des éléments alphagènes, P, Be ou Si en faible teneur (1 à 2 %), la diffusion intergranulaire devient frontale, ce qui serait dû à une transformation locale, au front de diffusion, du fer γ en fer α sous l'influence de ces éléments alphagènes en solution solide dans le cuivre qui diffuse. Ainsi de faibles teneurs globales en éléments alphagènes pourraient transformer localement l'austénite en ferrite, à plus forte raison dans notre cas où l'aluminium est en forte teneur au voisinage immédiat des inclusions de N Al en dissolution.

On peut aussi rapprocher cette constatation de l'existence de ferrite au-dessus du point A_3 au chauffage ou au refroidissement, de l'occurence d'un défaut classique dans les lingots d'acier mi-dur de taille moyenne ou importante (lingots de forge) : la formation de criques longitudinales au milieu des faces des lingots, qu'il ne faut pas confondre avec les criques dites interdendritiques ou criques à chaud qui se produisent pendant la solidification et qui ont une cause bien connue. Ces criques longitudinales, étudiées par Grossman (49), Irvine, Pickering (50) et Biggs (51), se produisent à des températures voisines de celles de la poche de malléabilité étudiée ici, sous l'action des tensions internes développées lors du refroidissement du lingot. Il s'agit très vraisemblablement là aussi d'un manque de malléabilité à ces températures, causé par la présence d'un réseau de ferrite intergranulaire accompagné d'inclusions de nitrure d'aluminium, Irvine et Pickering (50) ont attribué cette fragilité aux inclusions de nitrure d'aluminium. Il faut sans doute y voir une action de l'aluminium, identique à celle que nous avons étudiée, sur la forgeabilité.

De même l'orientation du grain de laminage ferritique des tôles d'acier à bas carbone calmé à l'aluminium, qui a été attribué par Solter et Beatie (52) et par Werthebach et Hoff (53) au nitrure d'aluminium, doit être attribuée sans doute à ces alliages intergranulaires Fe-Al en équilibre. Ces auteurs ont constaté que le laminage de ces tôles donnait des grains ferritiques allongés lorsque le nitrure d'aluminium précipitait pendant le laminage à chaud ou lors du recuit après laminage à froid. Ils ont conclu que N Al précipitant dans les joints de grains déformés de l'austénite se dispose en bandes et sert de germes pour la formation de grains de ferrite allongés dans le sens du laminage. Cette explication est difficile à admettre sous cette forme, car les particules de nitrure, alignées par le laminage, donneraient, si elles jouent ainsi un rôle de « germes », des grains de ferrites alignés. Il n'y a aucune raison pour que ces grains soient allongés. Par contre si le « germe » actif est un petit domaine de ferrite, existant à haute température, il sera aplati par le laminage et croissant ensuite de façon uniforme dans toutes les directions, donnera naissance à un grain ferritique allongé et aplati, en forme de « crêpe » (« pancake » grains). De plus, si le nitrure joue simplement un rôle d'obstacle mécanique au grossissement du grain de ferrite, il faut remarquer qu'il n'est qu'en relativement petit nombre par rapport à d'autres inclusions pouvant jouer le même rôle et qui n'obéissent pas au même équilibre de précipitation.

VI. — INTERPRETATION DES RESULTATS ACTION DE LA VITESSE DE DEFORMATION

Il reste à expliquer l'action de la vitesse de déformation sur la baisse de plasticité à chaud et notamment la suppression de la poche de malléabilité par augmentation de la vitesse de déformation. Comme nous l'avons exposé précédemment (54), deux théories peuvent être considérées :

a) les différences de propriétés mécaniques des phases alpha et gamma en présence peuvent être la cause de la fragilité qui apparaît aux basses vitesses de déformation. Ces différences de propriétés mécaniques à chaud du fer α et du fer γ ont été mises en évidence récemment par Robbins et al. (55) à l'aide d'essais de torsion, effectués à 45 tr/mn entre 600 et 1 200°C. Ces auteurs ont montré qu'à une même température le fer α est beaucoup plus ductile que le fer γ.

Une augmentation de la vitesse de déformation ferait alors disparaître ces différences ou en masquerait l'importance. Cependant la constatation de Robbins expliquerait mal pourquoi l'introduction d'un peu de ferrite dans l'austénite abaisserait la ductilité à chaud ;

b) l'autre hypothèse, plus séduisante, verrait dans les petits domaines ferritiques, des obstacles à la recristallisation pendant la déformation de la matrice gamma. Les contraintes créées dans les grains par l'écrouissage se résolvent normalement à chaud par recristallisation, c'est-à-dire que pendant la déformation, les joints de grains se déplacent à une certaine vitesse, fonction de nombreux facteurs et en particulier fonction de la température, de la composition chimique et de la vitesse de déformation.

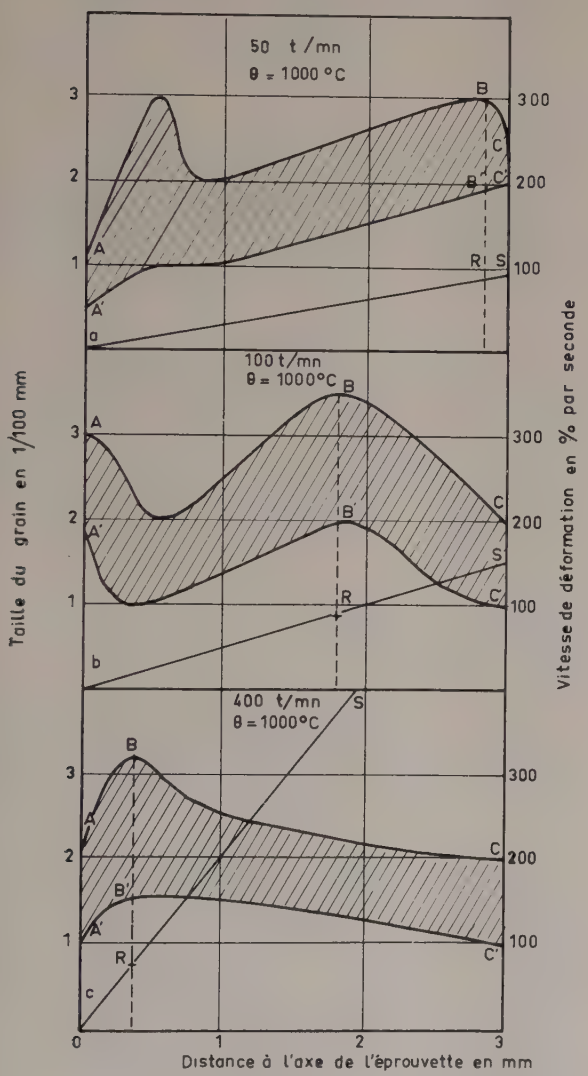


Figure IV-51 a, 51 b, et 51 c.

Si au cours de la recristallisation, le déplacement du joint de grain est arrêté par un obstacle quelconque (ici une petite plage de ferrite), il y aurait à cet endroit création de contraintes qui ne peuvent se résorber par recristallisation. Il pourrait alors y avoir là amorce de fissure intergranulaire qui, en se propageant, causerait la rupture.

Pour que cette amorce de rupture se crée, il faut que le joint de grain ait la possibilité de se déplacer. Si la vitesse de déformation est assez grande, le joint de grain a très peu de latitude pour se déplacer et la recristallisation se fait à très courte distance (les grains recristallisés sont très petits), les domaines ferritiques ne constituent plus d'obstacle sérieux. Il n'y a plus création de fissures et la malléabilité redevient bonne.

Pour vérifier cette hypothèse, nous avons examiné l'influence d'un gradient de vitesse de déformation sur la taille du grain (57) (voir la méthode à l'annexe IV-2) pour l'acier A la *figure IV-5* montre cette action du gradient de vitesse sur la taille du grain dans le cas de l'acier A ; lorsque la vitesse de déformation est faible (fig. IV-51a) la taille du grain augmente lorsque la vitesse augmente et elle est toujours supérieure à la vitesse de déformation. Lorsque la vitesse de déformation est très grande (fig. IV-51c), la taille du grain décroît lorsque la vitesse augmente. Pour une vitesse intermédiaire (fig. IV-51b) le grain croît d'abord puis décroît ensuite.

Les vitesses ont été choisies de telle sorte que pour la vitesse faible, l'acier n'était pas ductile, alors qu'il l'était pour la grande vitesse (voir la fig. IV-7). Pour la vitesse intermédiaire, il commence à retrouver sa malléabilité. Ces résultats montrent bien que l'acier n'est fragile que lorsque la vitesse de déformation est telle que le grain a le temps de grossir. Lorsque la vitesse de recristallisation devient plus faible que la vitesse de déformation, l'acier retrouve sa malléabilité.

Ces domaines ferritiques agissent de la même façon dans un autre cas ; celui du grossissement du grain austénitique. C'est un fait bien connu que l'aluminium, d'une façon générale, s'oppose au grossissement du grain et qu'il existe un seuil de grossissement de ce grain, température qu'il faut franchir pour obtenir de gros grains (seuil de surchauffe), Sunden et Bolover (58), Grossman (49) puis Houdremont et Schrader (59) l'ont montré ; Dorn et Harder (62) ont émis l'hypothèse qu'un constituant venant de Al formerait des films intergranulaires empêchant le grossissement, puis se disssoudrait ; P. Bastien dans une étude sur l'influence de l'aluminium sur la taille du grain γ souligne qu'un grain fin est associé à la présence d'aluminium résiduel en solution, mais que comme l'avait constaté A. Portevin (61), la teneur en aluminium résiduel ne suffit pas à elle seule pour déterminer le mode de croissance du grain lors du chauffafie. C'est à Benedicks (67) que revient l'idée de nitrure d'aluminium comme étant le constituant de Dorn et Harder. Il est simple de penser que les plages de ferrite intergranulaires, maintenues dans le domaine γ de l'acier, jouent ce rôle d'inhibiteur de la

recristallisation et par conséquent du grossissement du grain. Lorsque l'on franchit la température Ac_3 du diagramme fer-aluminium, on fait disparaître la ferrite et *ipso facto,* l'inhibition du grain.

VIII. — CONCLUSION DU CHAPITRE.

L'aluminium est donc le responsable de cette fragilité à haute température des aciers mi-durs calmés à l'aluminium, puisque les alliages fer-aluminium qu'il crée aux joints des grains ont une température A_3 très supérieure à celle de l'acier de base sinon inexistante. Mais il ne peut jouer ce rôle que si la précipitation antérieure du nitrure d'aluminium aux joints des grains de l'austénite lui permet de se concentrer dans ces joints et d'y provoquer ces petits domaines de ferrite.

Ceux-ci s'opposent ensuite à la recristallisation pendant la déformation et rendent l'acier inforgeable ou peu forgeable lorsque cette recristallisation a la possibilité de s'effectuer au cours de la déformation.

Si l'on examine ces résultats, il existerait trois façons d'éviter cette chute de malléabilité.

A) Lorsque l'acier contient déjà l'alumine et l'azote, il faudrait le forger à chaud ou le laminer à très grande vitesse.

B) Lorsque l'acier n'est pas encore élaboré, comme il est nécessaire d'introduire de l'aluminium, il faudrait éviter l'action de l'azote.

   a) soit en coulant sous vide, ou en dégazant (ce dégazage peut être accompagné d'un forgeage qui favorise le départ de l'azote).

   b) soit en précipitant l'azote avant addition d'aluminium par des métaux donnant des nitrures très stables : titane ; ou bien donnant des nitrures se décomposant à haute température, mais qui ne sont pas alphagènes : zirconium.

ANNEXE IV-I

ESSAIS DE DILATOMETRIE

Les essais de dilatométrie ont été effectués avec un dilatomètre différentiel Chevenard à cage photographique. Pour respecter les conditions de mise en température du four de traction lente, la montée en température s'effectuait lentement (300°C/heure) à l'aide de la came de régulation du four et l'essai lui-même était réalisé de façon isotherme ; lorsque la température choisie était atteinte, le déplacement en fonction du temps du châssis photographique était déclenché par un dispositif spécial réalisé au laboratoire, alors que le four était maintenu à température constante par sa régulation. L'enregistrement de la dilatation ou de la contraction de l'échantillon se faisait donc en fonction du temps.

La tête de mesure haute sensibilité était utilisée. La température étant maintenue fixe, la longueur de l'étalon de pyros de cette tête différentielle était constante et la variation de la longueur lue sur le diagramme est donc seulement due à l'éprouvette étudiée. Sur la *figure IV-25* sont portées les variations de longueur (ici contraction en °/°°) en fonction du temps, à une température de 1 000°C.

Pour les aciers de la série B, on s'aperçoit que lorsque la teneur en aluminium augmente, la contraction au cours du temps devient plus grande. Cette contraction est due à la transformation lente des domaines ferritiques en austénite, cette transformation étant elle-même provoquée par la diffusion de l'aluminium dans la matrice, qui supprime peu à peu la microségrégation de cet aluminium. La petite quantité d'alliage fer-aluminium responsable de la chute de malléabilité disparaît donc lentement.

Il est intéressant de constater que le maximum de contraction n'a pas lieu pour la teneur maximale en aluminium, mais pour 0,04 % (teneur de l'acier B5). Pour les teneurs supérieures (B6 et B7), la contraction redevient très faible et se confond presque avec la contraction due au fluage sous charge de l'éprouvette et du poussoir de silice. Or, pour ces teneurs en Al (0,07 et 0,09), l'acier ne reprend plus ses bonnes qualités de malléabilité à 1 200°C, alors que c'est ce qui se produit pour les teneurs inférieures. Il faut penser que la quantité d'aluminium est alors suffisante pour empêcher sa diffusion dans la matrice et que, même à 1 200°C, il subsiste encore de petits domaines ferritiques d'alliages Fe-Al.

ANNEXE IV-II

EVALUATION DE LA VITESSE DE RECRISTALLISATION DES ACIERS EN COURS DE DEFORMATION A CHAUD

Ce qui suit est tiré d'une note aux Comptes Rendus de l'Académie des Sciences que nous avons publiée avec P. Bastien (57).

Nous avons équipé notre machine de torsion d'un dispositif automatique qui permet de tremper à des stades bien définis et choisis à l'avance de la déformation à chaud, l'éprouvette de torsion. Un jet d'eau vient frapper l'éprouvette au moment voulu et le chauffage par effet Joule ainsi que la déformation sont arrêtés au même instant. Ceci est réalisé grâce à un relai temporisé commandant une électrovanne, qui envoie l'eau un certain temps réglé à l'avance, après le début de l'essai de torsion. En frappant l'éprouvette, le jet d'eau agit aussi sur un microcontact arrêtant le chauffage et la torsion.

Ayant ainsi conservé le grain de l'acier résultant de la déformation à chaud, on peut facilement mesurer sa dimension moyenne dans la direction où s'effectue essentiellement la déformation sur une coupe métallographique perpendiculaire à l'axe de l'éprouvette.

Nous avons porté sur les diagrammes de la figure *IIV-51* en abscisses la distance à l'axe de l'éprouvette en mm et en ordonnées la dimension mesurée du grain de 1/100 mm, ce qui donne deux courbes représentant la variation des valeurs extrêmes de cette dimension en fonction de la distance à l'axe (courbes ABC et A'B'C') et ceci pour trois vitesses de torsion choisie à partir de la *figure IV-7.* Nous avons porté, d'autre part, sur ces mêmes diagrammes la valeur de la vitesse de déformation, en % par seconde, en fonction de la distance à l'axe de l'éprouvette, ce qui donne les droites ORS.

Il est intéressant de remarquer sur ces diagrammes que le maximum BB' de la taille du grain se produit pour la même vitesse de déformation (point R), quelle que soit la vitesse de torsion imposée à l'éprouvette. La verticale RB sépare le diagramme en deux domaines l'un à gauche de cette verticale, où la dimension du grain augmente lorsque la vitesse de déformation augmente, et l'autre à droite de RB, où la taille du grain décroît lorsque la vitesse augmente.

Jusqu'à une certaine vitesse de déformation, le grain a le temps de grossir au cours de la déformation, puis ensuite lorsque la vitesse augmente, il ne lui est plus permis de grossir et sa taille est d'autant plus petite que la vitesse d'écrouissage est grande ; lorsque cette vitesse de déformation se rapproche de l'axe de l'éprouvette (elle en est d'autant plus près la vitesse de torsion est grande), le deuxième domaine s'élargit jusqu'à couvrir tout le rayon de l'éprouvette. Celle-ci qui était fragile à la température d'essai considérée, devient alors ductile (fig. IV-7), ce qui milite en faveur de l'hypothèse suivante : lorsque le grain n'a plus le temps de grossir, les petits domaines ferritiques ne rendent plus l'acier fragile. Autrement dit, ces domaines α ne provoquent une baisse de ductilité que lorsqu'ils jouent un rôle d'obstacle à la croissance du grain pendant l'écrouissage.

CHAPITRE V

INFLUENCE DE L'ETAIN ET DU CUIVRE SUR LA FORGEABILITE DES ACIERS MI-DURS

Dans le chapitre précédent nous avons vu que la baisse de forgeabilité à chaud due à l'aluminium des aciers mi-durs provenait d'une part de la nature alphagène de l'aluminium, d'autre part d'un mécanisme de concentration locale de l'aluminium par l'intermédiaire de la décomposition de son nitrure. Si ces deux caractéristiques se retrouvent à propos d'un autre oligo-élément, on peut penser qu'une chute de malléabilité à chaud a des chances de se produire. C'est ce que nous avons voulu étudier avec l'oligo-élément étain, élément alphagène comme l'aluminium.

Cette étude a été entreprise à l'aide de deux aciers, E et F, fournis par les laboratoires du Creusot ; leur composition chimique est donnée au *tableau V-I*. Il faut préciser deux choses particulièrement importantes : d'une part leur histoire mécanique antérieure et d'autre part leur teneur en aluminium. En ce qui concerne celle-ci, le *tableau V-I* montre qu'elle n'est pas suffisante (0,009 %) pour donner une poche de malléabilité identique à celle étudiée au chapitre précédent. Quant à l'histoire mécanique antérieure, il faut noter que l'acier E a été étudié à *l'état brut de coulée :* les éprouvettes ont été en effet prélevées dans des morceaux d'un lingot de 135 tonnes qui avait présenté des phénomène de fissure ; elles ont été prises à mi-hauteur du lingot, sauf dans le deuxième quart à partir du centre (éprouvettes C) soit dans le dernier quart, au voisinage de la peau du lingot (éprouvettes P). L'acier F, au contraire, a été étudié après laminage en barres et *normalisation,* le refroidissement du traitement de normalisation s'étant effectué naturellement à l'air, c'est-à-dire assez rapidement.

Nous avons effectué sur ces aciers les mêmes essais que pour les aciers à l'aluminium.

I. — Influence du mode et de la vitesse de déformation.

Pour l'acier E, en traction lente, à la vitesse de 2 mm/mn que nous avons adoptée, on trouve aussi bien pour les éprouvettes C (fig. V-1) que pour les éprouvettes P (courbe (1) de la fig. V-2) une poche de malléabilité, d'allure générale voisine de celle due à l'aluminium. Elle commence dans l'intervalle de Ac_1-Ac_3, est très importante jusqu'à 1 050°C puis disparaît ensuite progressivement. A 1 150°C l'acier a retrouvé toute sa forgeabilité. Cette poche de malléabilité est un peu plus marquée pour les éprouvettes C, du voisinage du centre du lingot, que pour les éprouvettes P voisines de la peau.

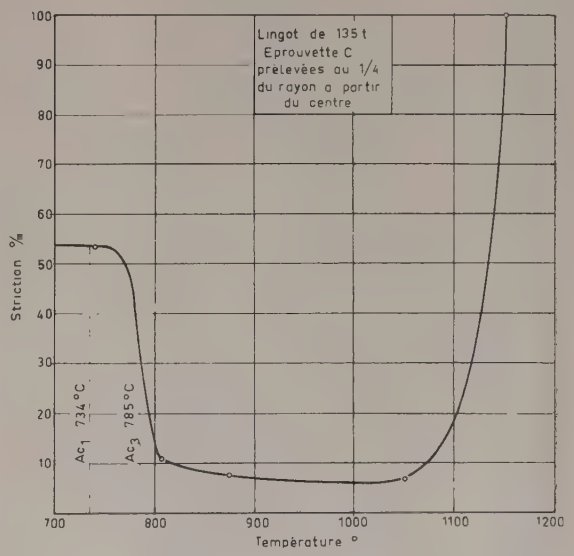


Figure V-1. — Influence de la température (°C) sur la striction à la rupture en traction (Acier E).

TABLEAU V-I :

		C %	Si %	S %	P %	Mn %	Cr %	Cu %	Sn %	Al %
Acier E	Partie C	0,45	0,22	0,011	0,021	0,55	0,45	0,210	0,120	0,009
	Partie P	0,41	0,22	0,010	0,020	0,55	0,45	0,200	0,106	0,009
Acier F		0,30	0,35	0,011	0,022	0,59	0,62	0,140	0,235	0,009

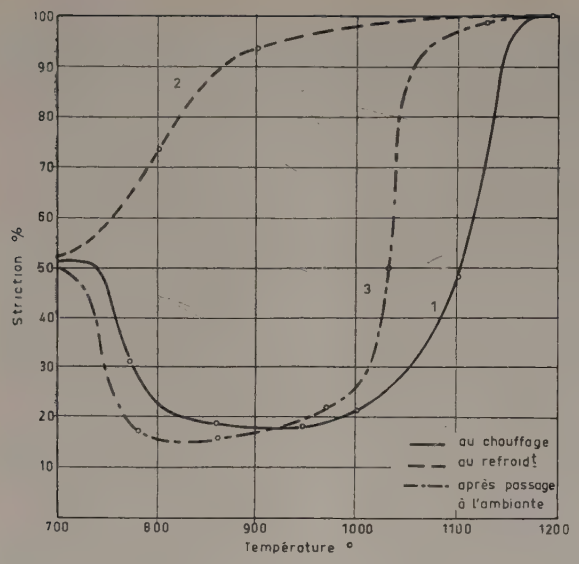


Figure V-2. — Influence de la température et de l'histoire thermique sur la traction à la rupture en traction (Acier E).

Pour l'acier F, la traction lente n'exhibe qu'une très faible poche de malléabilité (courbe 1 de la figure V-3), la forgeabilité reste toujours bonne quelle que soit la température, ce qui est très différent de ce qui se passe pour l'acier E. Ceci est très important à noter.

En traction rapide pour l'acier E, les éprouvettes prélevées à la peau du lingot parallèlement à l'axe de celui-ci, éprouvettes que nous appellerons longitudinales ont, surtout aux basses températures, un comportement un peu moins bon que celles prélevées à la peau perpendiculairement à cet axe que nous appellerons transversales (fig. V-4). Néanmoins les résultats sont quand même excellents jusque vers 1 200 °C. A cette température les résultats deviennent, au contraire, un peu moins bons, la grande vitesse d'essai a donc fait disparaître la fragilité dans le domaine 850-1 100°C mais au contraire mis en évidence une légère chute de ductilité à très haute température à cette vitesse.

Lorsque les éprouvettes sont prélevées au voisinage du centre du lingot, éprouvettes C, leur comportement dépend surtout de la présence ou non « de veines sombres » dans les corps de l'éprouvette. Ces veines sombres sont systématiquement présentes dans les lingots d'acier à partir d'un certain tonnage (environ 6 t). Ce sont, comme P. Pastien l'a expliqué, des ségrégations filiformes en Λ formant une couronne annulaire s'élargissant progressivement en allant vers le bas du lingot et d'ailleurs n'atteignant pas le pied de celui-ci. Pour un lingot et un acier donnés il y a en moyenne très sensiblement autant de veines sombres quelle que soit la teneur en soufre, bien

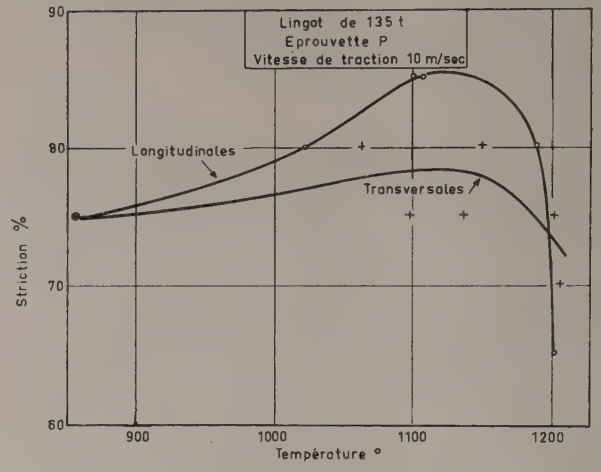


Figure V-4. — Influence de la température sur la striction en traction rapide (Acier E). Eprouvettes prélevées à la peau du lingot.

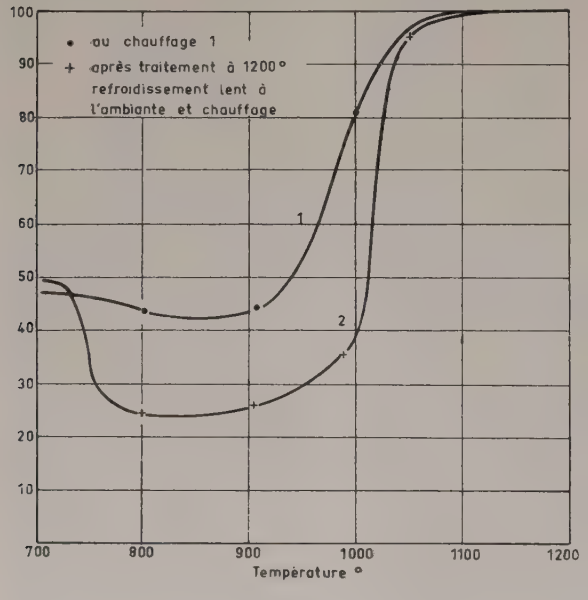


Figure V-3. — Acier F. Traction lente.

que les veines sombres soient essentiellement des ségrégations filiformes de sulfure de manganèse et, poursuit P. Bastien, ceci est dû au fait que ces veines sont des singularités purement locales prenant naissance dans un liquide très fortement enrichi en soufre. Ces veines sombres se trouvent situées en ce qui concerne notre cas dans le deuxième quart à partir du centre du lingot et lors du prélèvement des éprouvettes, certaines ont contenu des veines sombres alors que d'autres n'ont traversé que des régions plus pures. La présence de ces veines sombres est révélée par une empreinte Baumann faite avant essai sur la surface de l'éprouvette, avec un papier au bromure d'argent imprégné d'acide sulfurique, enroulé autour du fût de l'éprouvette. Lorsque ces veines sombres sont présentes, l'éprouvette est toujours fragile au-dessus de 1 050°C-1 100°C. Par contre, sans veines sombres, les résultats mécaniques sont sensiblement identiques à ceux obtenus à la peau du lingot peut être même un peu supérieurs (fig. V-5). A cette vitesse de traction, les éprou-

vettes du centre du lingot présentent une très grande fragilité à très haute température. On peut dire qu'en traction rapide, la fragilité à très haute température (1 200°) existe toujours et qu'elle s'étend vers les basses températures (1 000-1 050°) lorsqu'il y a présence de veines sombres dans l'éprouvette.

En torsion, les essais faits à vitesse lente mettent bien en évidence le défaut de malléabilité entre 900 et 1 100°C (fig.V-6, 7 et 8) comme pour les aciers à l'aluminium. De plus, ces essais montrent que les éprouvettes transversales sont plus fragiles que les éprouvettes longitudinales ;

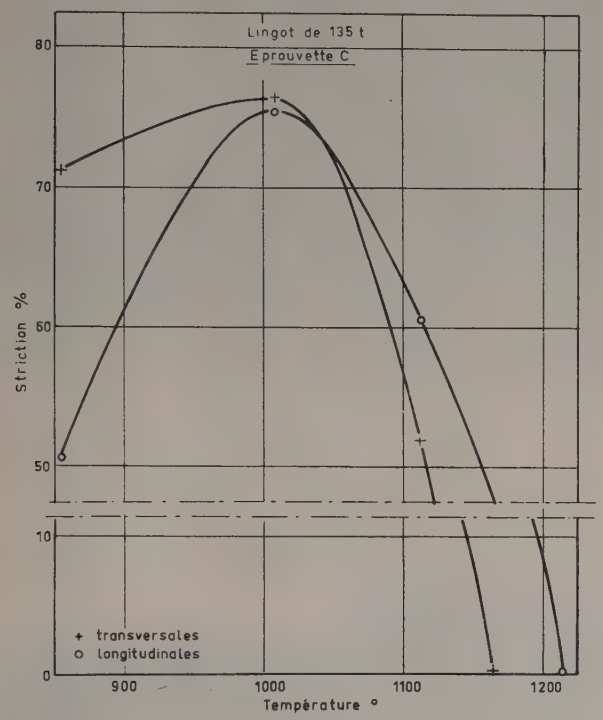
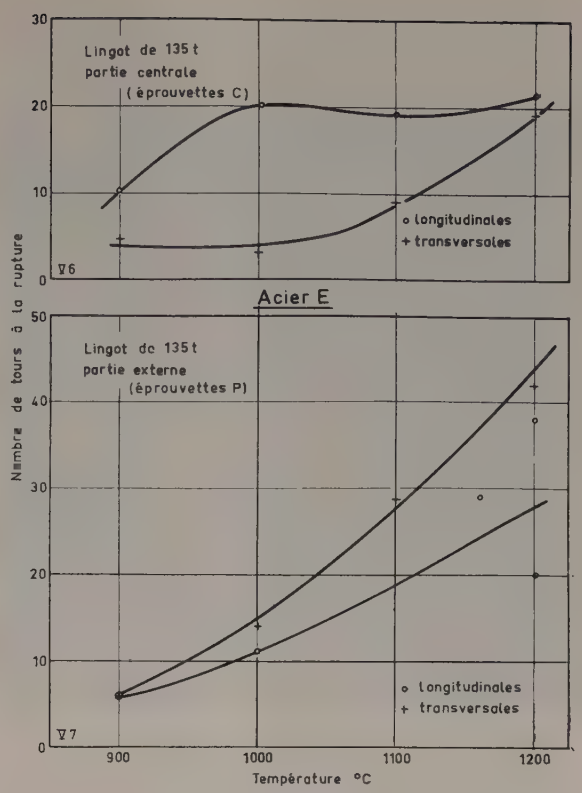


Figure V-5. — Influence de la température sur la striction en traction rapide. Acier E.

sur la figure *V-6* on voit que pour 18 tr/mn la poche de malléabilité commence à disparaître à 1 000°C pour les éprouvettes longitudinales alors qu'elle est toujours bien marquée pour celles qui sont transversales. C'est l'inverse qui semble se produire à la peau du lingot (fig. V-7) de façon d'ailleurs moins nette. Sur la *figure V-8*, ont été tracés les résultats des prélèvements en position la plus défavorable pour le centre et la peau du lingot à 4 tr/mn. On voit que la forgeabilité est un peu plus mauvaise au centre qu'à la peau du lingot. L'influence des veines sombres semble peu importante en torsion, en tout cas beaucoup moins qu'en traction rapide.

II. — Influence de l'histoire thermique.

Les essais précédent ont été effectués avec les éprouvettes prélevées dans le lingot brut de coulée de l'acier E. Cette chute de malléabilité, présente aussi bien pour les



Figures V-6 et *V-7.* — Influence de la température sur la forgeabilité en torsion (vitesse de torsion 18 tr/mn).

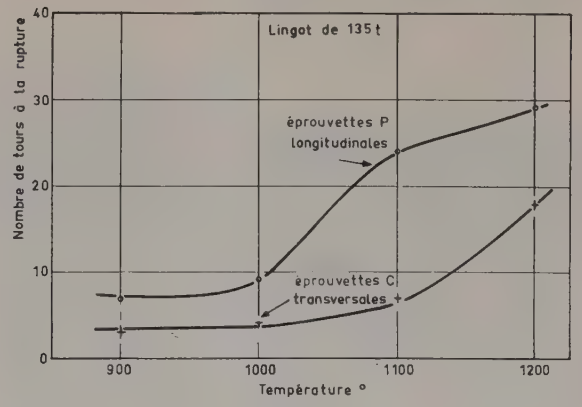


Figure V-8. — Influence de la température sur la forgeabilité en torsion (vitesse de torsion 4 tr/mn).

éprouvettes P, que les éprouvettes C est donc, jusqu'à présent, une caractéristique de la structure de solidification de l'acier, uniquement modifiée par la transformation allotropique $\gamma \rightarrow \alpha$ au refroidissement, transformation qui, en particulier n'a que très peu d'influence sur les différences de composition chimique dues à la ségrégation en cours de solidification.

Nous avons tout d'abord recherché l'influence d'une surchauffe à l'état solide avant essai de forgeabilité pour l'acier E. Ceci a été fait en traction lente et est reporté

sur la courbe 2 de la *figure V-2*. La poche de malléabilité, contrairement à ce qui se passait pour les aciers à l'aluminium, disparaît complètement lorsque l'éprouvette a été au préalable portée à 1 200°C (de une demi-heure à 2 heures), puis refroidie à la température d'essai dans le domaine fragile, quel que soit le temps de refroidissement.

Nous avons ensuite étudié l'influence d'une surchauffe identique suivie d'un refroidissement lent à l'ambiante, sur la poche de malléabilité au chauffage. On retrouve alors une poche de malléabilité, qui ne se superpose pas à la précédente (courbe (3) de la fig. V-2). Elle est un peu plus accentuée aux basses températures, mais on retrouve une bonne forgeabilité à température plus faible que pour la température précédente. A 1 100°C, l'acier a récupéré sa bonne forgeabilité, au lieu de 1 150-1 200 °C.

De même pour l'acier F, on trouve un manque de forgeabilité très net dans le domaine 760-1 020°C, lorsque l'essai de traction lente est effectué après un chauffage à 1 200°C suivi d'un refroidissement lent jusqu'à l'ambiante. La poche de malléabilité, qui n'existait presque pas pour l'acier F après normalisation, apparaît donc après ce traitement.

III. — Etude de la structure micrographique.

Cette étude a été conduite de la même façon que pour les aciers à l'aluminium. Les éprouvettes de traction étaient trempées dès leur rupture, puis examinées au microscope optique ou électronique, les réactifs d'attaque ont été les mêmes que ceux employés dans l'étude précédente.

On retrouve le même aspect intergranulaire de la cassure et des fissures sur tout le corps de l'éprouvette le long des joints de grain austénitique, lorsque l'acier a été tractionné dans le domaine fragile (fig. V-9 et 10). A ce réseau de fissures, se superpose, toujours intergranulairement, un réseau de petits domaines ferritiques identique à celui observé sur les aciers à l'aluminium, si ce n'est que les plages intergranulaires sont plus rondes (fig. V-11, 12 et 13). Lorsque l'acier redevient ductile, à haute température, on n'aperçoit plus ni fissures ni petits domaines ferritiques (fig. V-14).

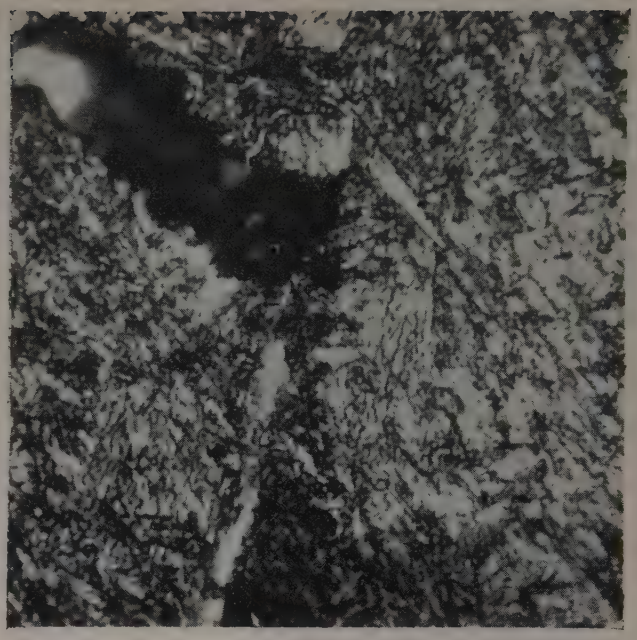


Figure V-10. — Acier E à 1 000°C. Attaque nitro-vanadique × 2 100 (Figure reproduite à ses 8/11 à la reproduction).

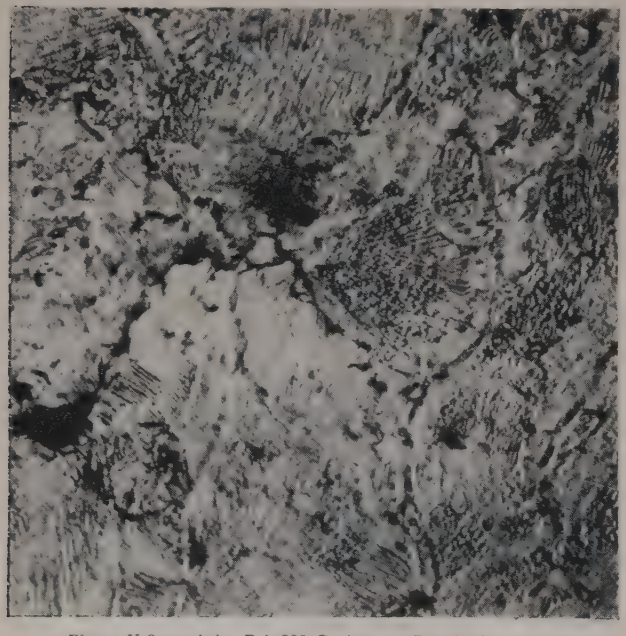


Figure V-9. — Acier E à 800°C. Attaque Beaujard. × 1 100 (Figure réduite à ses 8/11 à la reproduction).

Figure V-11. — Acier E à 850°C. Attaque Beaujard × 2 100 (Figure réduite à ses 8/11 à la reproduction).

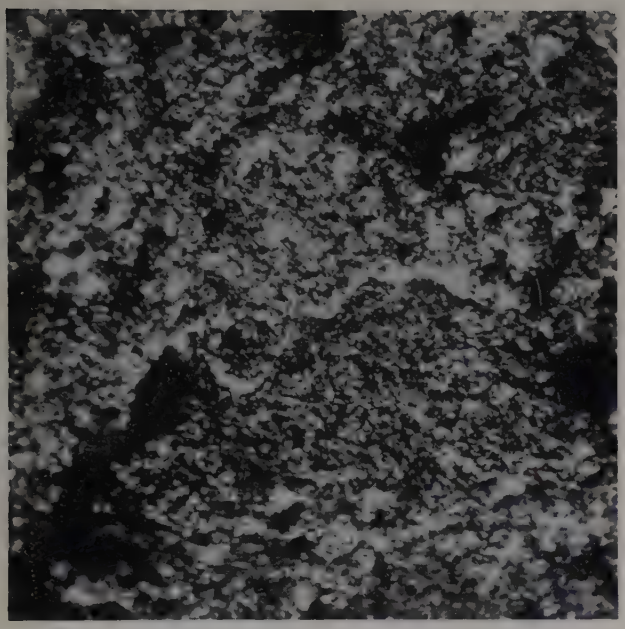


Figure V-12. — Acier E à 800°C. Attaque Beaujard très poussée × 2 100
(Figure réduite à ses 8/11 à la reproduction).

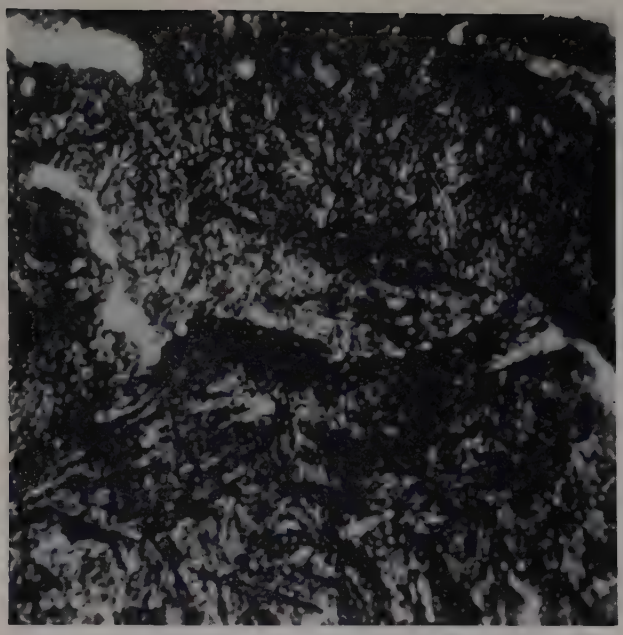


Figure V-13. — Acier E à 950°C. Attaque nitro-vanadique × 2 100
(Figure réduite à ses 8/11 à la reproduction).

Figure V-14. — Acier E à 1 130°C. Attaque Beaujard × 2 100
(Figure réduite à ses 8/11 à la reproduction).

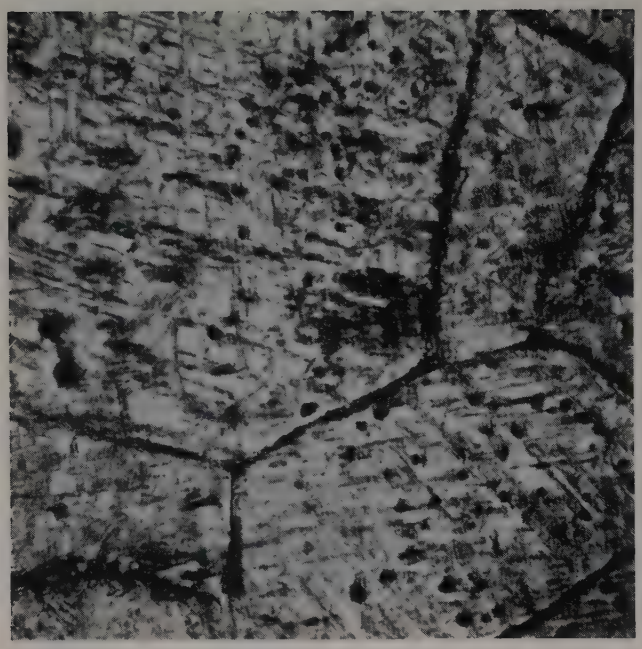


Figure V-15. — Acier E à 1 215°C. Attaque Beaujard.
Eclairage fond noir × 250.
(Figure réduite à ses 8/11 à la reproduction).

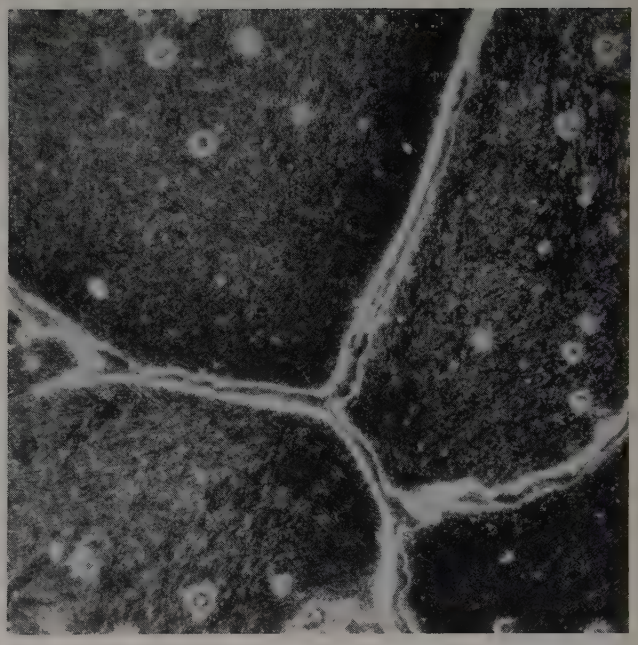


Figure V-16. — Acier E à 1 200°C. Eclairage fond noir × 600
(Figure réduite à ses 8/11 à la reproduction).

Figure V-17. — Acier E à 1 220°C. Attaque Beaujard × 2 100.

Figure V-18. — Acier E à 1 215°C. Attaque Beaujard × 2 100
(Figure réduite à ses 8/11 à la reproduction).

En traction rapide, nous avons aussi trempé les éprouvettes aussitôt après rupture pour étudier le phénomène de fragilité à très haute température ; les éprouvettes fragiles à ces températures (1 200°C) présentent un grain plus gros que celles qui ne le sont pas et surtout leur joint s'attaque plus facilement et prend un aspect de brûlure (fig. V-15 et 16). Sur la *figure V-17*, l'éprouvette est ductile à 1 210°C et le joint de grain est fin (× 2 100) alors que pour les fissures des *figures V-15* et *V-16* l'éprouvette est fragile, le grain est très gros (× 200) et le joint est épais contenant une phase en réseau continu, peut être liquide à la température de l'essai (fig. V-18).

IV. — **Interprétation des résultats.**

Nous nous trouvons en présence de trois phénomènes différents pour ces deux aciers.

1 — Une chute de forgeabilité au chauffage sur l'acier à l'état brut de coulée (acier E) dans le domaine de température 750-1 100°C qui a le même aspect et qui réagit à la vitesse et au mode de déformation de la même façon que la poche de malléabilité des aciers à l'aluminium. Cependant cet acier ne contient pas suffisamment d'aluminium pour produire une telle chute. D'autre part le comportement à chaud est un peu moins bon pour les éprouvettes prélevées au voisinage du centre que pour celles prélevées à la peau du lingot.

2 — Une chute de forgeabilité identique, mais dans un domaine de température légèrement différent, qui se produit au chauffage lorsque les aciers (E et F) ont été recuits à 1 200°C puis refroidis à la température ambiante très lentement ; la légère poche de malléabilité présente dans l'acier F après normalisation est un phénomène analogue qui ne se manifeste pas complètement car le refroidissement de la normalisation (refroidissement à l'air) est trop rapide pour lui permettre de se développer.

3 — Une chute de malléabilité à très haute température (au-dessus de 1 200°C) à l'état brut de coulée, surtout sensible aux grandes vitesses, qui existe pour les éprouvettes englobant des veines sombres de l'acier E, éprouvettes ayant été prélevées par conséquent dans le voisinage du centre du lingot. Elle disparaît à peu près totalement lorsque l'acier ne contient pas de veines sombres.

Les caractéristiques mécaniques et thermiques de la première chute de malléabilité l'identifient à la fragilité due à l'aluminium. Il s'agit là encore d'un obstacle, existant entre certaines limites de températures, à la recristallisation en cours de déformation à chaud. Cet obstacle est une phase ferritique très dispersée, existant aux joints des grains, que les micrographies précédentes montrent fort bien. Puisqu'il ne peut s'agir d'un alliage ferritique fer-aluminium, il faut se tourner soit vers le cuivre, soit vers l'étain qui sont en teneurs anormalement fortes dans cet acier. Il s'agit de l'étain, en effet, la forte ressemblance de cette poche de malléabilité avec celle due à l'aluminium s'explique alors ; l'étain est un élément fortement alphagène ; le diagramme fer-étain est identique pour les faibles teneurs en étain (jusqu'à 10 %) au diagramme fer-aluminium. Pour des teneurs identiques en aluminium, l'étain et le carbone se repoussent mutuellement dans le fer (68) et l'étain diffuse très lentement dans l'austénite ; il reste donc cantonné dans le joint de grain. Une analyse faite à la microsonde de Castaing a montré qu'il y avait, pour les éprouvettes fragiles, enrichissement du joint en étain et en chrome, éléments alphagènes. De plus, les résultats mécaniques semblent indiquer que la poche de malléabilité est un peu plus importante au centre du lingot qu'à la peau du lingot, or la teneur en étain est plus forte de 13 % au centre qu'à la périphérie (alors que la teneur en cuivre n'est plus forte que de 5 %).

Si l'on se reporte à l'étude mentionnée plus haut de Gabrovsek (68), on voit que l'étain diffuse dans le fer et les alliages fer-carbone de façon frontale, qu'ils soient ferritiques ou austénitiques. Si l'on rapproche ce résultat de ceux de Sirca (48) pour le cuivre, mentionnés au chapitre précédent, il faut voir dans ce comportement de l'étain, son aptitude à transformer l'austénite en ferrite immédiatement devant le front de diffusion du cuivre.

Il semble que la plupart des études qui ont été publiées sur l'influence de l'étain sur les propriétés mécaniques à chaud de l'acier, ont été faites conjointement avec le cuivre, de sorte qu'il est difficile de séparer le rôle de l'étain de celui du cuivre, lorsque ces deux métaux ont été ajoutés conjointement. Cependant, si l'on examine les résultats publiés par Bjornson et Nathorst (69) sur l'influence du cuivre et de l'étain sur les fissures longitudinales de lingots, fissures dont le mécanisme apparaît semblable à celui conduisant aux fissures longitudinales des lingots d'acier à l'aluminium (voir chapitre IV), on s'aperçoit que l'étain a une action beaucoup plus efficace que le cuivre sur l'apparition de ces fissures. En effet une faible augmentation de la teneur en étain d'aciers ayant une teneur fixe en cuivre fait apparaître la fissuration, alors qu'il faut de fortes augmentations de la teneur en cuivre pour produire le même résultat sur des aciers chargés en étain. Le mécanisme de ces fissures dépend comme pour les aciers à l'aluminium de l'apparition d'un réseau de ferrite dans l'austénite, réseau que nous pensons être dû à l'étain. Bjornson et Nathorst (69) soulignent que le cuivre abaisse la teneur en étain de la ferrite (aggrave donc le phénomène puisque cela produit plus de ferrite pour une même quantité d'étain) puis au-delà d'une certaine teneur donne une phase Cu-Sn dans la ferrite à l'étain.

Nous pensons que ce manque de forgeabilité à chaud est donc dû à l'étain, qui constitue aux joints des grains de l'austénite, un alliage Fe-Sn ferritique. Ces domaines ferritiques s'opposent à la recristallisation au cours de la déformation et provoquent ainsi la rupture. Le cuivre pourrait aggraver le phénomène en augmentant la quantité de ferrite intergranulaire due à l'alliage Fe-Sn.

Cependant, le deuxième domaine de non-malléabilité ne peut plus être attribué à l'étain, Pour jouer son rôle de fragilisant, il faut que l'étain soit ségrégé entre les grains, ségrégation qui se produit en cours de solidification entre les dendrites primaires de l'acier. Lors d'un chauffage à 1 200 ou 1 250 °C, l'étain très mobile dans l'austénite, diffuse rapidement et sa microségrégation se trouve détruite, ce qui explique la courbe 2 de la *figure V-2* ; on ne retrouve pas de fragilité après traitement à 1 200°C contrairement à ce qui se passe pour l'aluminium. Ceci est confirmé par des études faites à l'IRSID par J. Philibert (70) qui ont montré que l'on ne pouvait obtenir de microségrégation de l'étain dans les alliages fer-étain qu'à l'état brut de coulée. Toute traitement thermique disperse l'étain, et Philibert ainsi que Kohn n'ont jamais pu obtenir de ségrégation de cet élément lors de traitements thermiques à l'état solide. C'est pourquoi une surchauffe à 1 200°C supprime la non malléabilité au cours d'un refroidissement ultérieur.

La poche de malléabilité après traitement de recuit à 1 200°C et refroidissement à l'ambiante devrait donc disparaître si l'étain était seul en cause. Nous pouvons attribuer la seconde chute de malléabilité au cuivre. En effet alors que la microsonde de Castaing met en évidence très difficilement une ségrégation intergranulaire de l'étain sur les éprouvettes fragiles à l'état brut de coulée, sans segrégation du cuivre, elle met très nettement en évidence de petits domaines contenant du cuivre presque pur sur les éprouvettes fragiles à l'état recuit. Au cours du traitement à 1 200°C suivi de refroidissement le cuivre a donc ségrégé, précipitant sans doute à l'état de solution solide ε de fer dans le cuivre pur (env. 96 à 98 % Cu).

De plus, la comparaison entre l'acier E et l'acier F met bien en évidence cette action du cuivre. L'acier F a une teneur en étain presque double de la teneur de l'acier E ; si la seconde poche de malléabilité (après traitement à 1 200°C et retour lent à l'ambiante) était due à l'étain elle devrait être beaucoup plus importante pour l'acier F que pour l'acier E. C'est le contraire qui se produit, l'acier F, qui a une teneur en cuivre un peu inférieure à la teneur en cuivre de l'acier E a une seconde poche de forgeabilité un peu moins marquée que celle de l'acier E, ce qui confirme l'action du cuivre pour cette poche. D'autre part l'acier F, qui a été forgé à haute température et normalisé avant essai, devrait présenter cette chute de malléabilité due au cuivre sans avoir besoin pour cela d'un traitement à 1 200°C suivi d'un refroidissement lent à l'ambiante ; il n'en est rien et cela vient sans doute du fait que le refroidissement rapide à l'air de la normalisation n'a pas permis au cuivre de précipiter (on peut cependant remarquer qu'il existe une très légère baisse de forgeabilité à l'état normalisé qui pourrait indiquer un léger début de précipitation du cuivre).

Cette précipitation s'explique aisément à la lumière des résultats de Hornbogen et Glenn (4). Ces auteurs ont montré que au cours du refroidissement en dessous de la température eutectoïde (eutectoïde fer α — phase ε du diagramme Fe-Cu température 850°) la solubilité du cuivre dans la ferrite passait de 2,13 % à 0,01 ou 0,02 % à l'ambiante, soit une diminution de solubilité d'environ 200 fois. Si le refroidissement à partir de 850 °C est suffisamment lent, ce qui est le cas ici, il se sépare de la ferrite de petites quantités de phase ε. Il faut alors admettre que ces domaines de phase ε ne se redissolvent pas au cours du réchauffage ultérieur, puisque l'on trouve de petits domaines riches en cuivre sur les éprouvettes trempées à 850°C ou au-dessus dans la poche de malléabilité. Ces domaines ε sont la cause de la mauvaise forgeabilité des éprouvettes à l'état recuit. A 1 094°C il existe dans le diagramme Fe-Cu un péritectique ; il y a alors transformation d'une partie de la phase ε en liquide, le reste se transformant en phase γ. Il faut admettre, soit que la partie liquide n'a plus d'influence sur la forgeabilité, soit que la dissolution du cuivre liquide dans la phase γ pour homogénéiser la solution solide γ s'effectue alors très rapidement, ce qui explique que la forgeabilité redevienne excellente au-delà de cette température.

Quant à la fragilité à très haute température (1 200°C) sa cause est tout autre. Elle diffère de la première par de nombreux aspects mais surtout par trois caractéristiques principales : elle se produit à beaucoup plus haute température, une augmentation de la vitesse de déformation l'aggrave au lieu de la supprimer et elle ne se produit qu'en présence de veines sombres.

Les micrographies des *figures V-15* et *V-16* montrent bien qu'il s'agit d'un phénomène de grossissement du grain, accompagné de ségrégation d'impuretés, peut-être fusibles, aux joints de grains ; le fait qu'une augmentation de la vitesse de déformation aggrave le phénomène indique qu'il ne s'agit plus d'obstacles intergranulaires à la recristallisation mais bien d'un phénomène de décohésion intergranulaire, due à la ségrégation des impuretés. Il faut que la teneur en impuretés soit suffisante, et pour cela, l'éprouvette fragile doit contenir une ou plusieurs veines sombres. En effet ces veines sombres sont riches en soufre et peut-être en cuivre. Cela explique pourquoi seules les éprouvettes prélevées au centre du lingot sont très sensibles, les veines sombres se situant au centre, bien que les analyses chimiques ne montrent pas à l'échelle du lingot de macroségrégation du soufre, ni du phosphore d'ailleurs. La présence dans ces éprouvettes fragiles de grosses inclusions rondes (fig. V-18) indiquerait que tout le soufre n'a pu émigrer au joint du grain et que cette phase soufre est fondue à la température de l'essai.

CHAPITRE VI

INFLUENCE DE L'ARSENIC EN OLIGO-ELEMENT SUR LA FORGEABILITE DES ACIERS AU CARBONE MI-DURS

L'arsenic est le troisième oligo-élément alphagène qui se rencontre de façon courante dans les aciers ordinaires. Il est déjà présent dans le minerai de fer et malgré de nombreuses précautions, il se retrouve en quantité plus ou moins grande dans le métal après élaboration. Il nous a semblé intéressant d'étudier son action sur la forgeabilité des aciers mi-durs, en la comparant à celle des deux précédents oligo-éléments alphagènes : aluminium et étain. Il est à remarquer que le diagramme Fe-As (fig. VII-1) est identique pour les faibles teneurs en arsenic, aux diagrammes Fe-Al et Fe-Sn.

Les aciers G, qui ont servi à cette étude, ont été élaborés dans les laboratoires du Creusot, à partir d'un même acier de base auquel ont été ajoutées des teneurs croissantes en arsenic, à l'aide d'allliages fer-arsenic fournis par l'IRSID. La composition des aciers G est donnée au *tableau VI-I.*

Un examen rapide de ce tableau montre que les teneurs en oligo-éléments cuivre et aluminium vont être gênantes pour la mise en évidence d'une éventuelle baisse de plasticité due à l'arsenic.

I. — RESULTATS MECANIQUES.

En traction rapide (1 m/s) les résultats obtenus sont portés sur la *figure VI-1.* Les aciers G ne se classent pas suivant leur teneur en arsenic, ce qui tendrait à prouver que l'arsenic n'a pas d'influence sur le comportement mécanique à chaud à grande vitesse.

Il en est de même sur la torsion à grande vitesse. Les courbes n'ont pas été reproduites car elles ne mettent en évidence aucune action de l'arsenic. Par contre les *figures VI-2* et *VI-3* montrent qu'en torsion à faible vitesse (4 tr/mn et 18 tr/mn) les propriétés de forgeabilité des aciers G décroissent lorsque la teneur en arsenic augmente. Cependant on ne peut pas parler d'un phénomène de « fragilité » identique à celui de l'aluminium car même dans le cas le plus défavorable, nous avons encore presque 20 tours avant rupture.

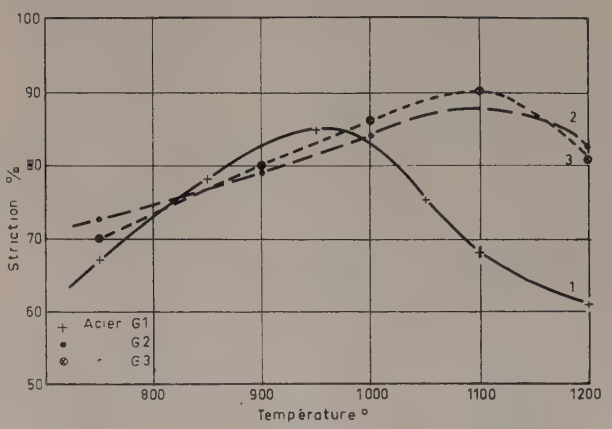


Figure VI-1. — Influence de la température sur la striction des aciers à l'arsenic (Acier G) en traction rapide.

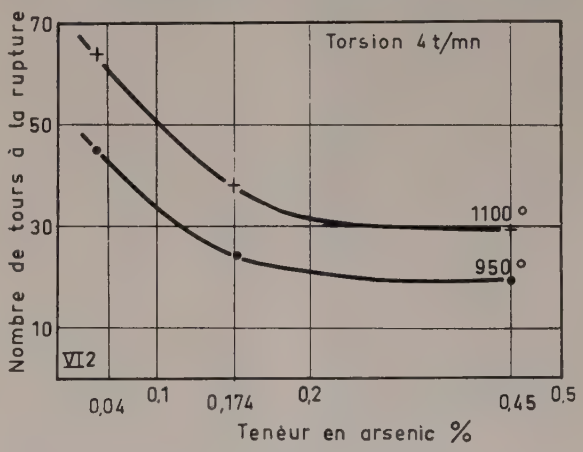


Figure VI-2. — Influence de la teneur en arsenic sur la forgeagilité en torsion.

TABLEAU VI-I :

Acier	C %	Si %	Mn %	S %	P %	Sn %	Cu %	Al %	As %
G 1	0,40	0,25	0,60	0,007	0,017	0,032	0,12	0,014	0,040
G 2	0,40	0,24	0,61	0,008	0,017	0,032	0,12	0,016	0,174
G 3	0,38	0,23	0,58	0,007	0,016	0,032	0,13	0,008	0,450

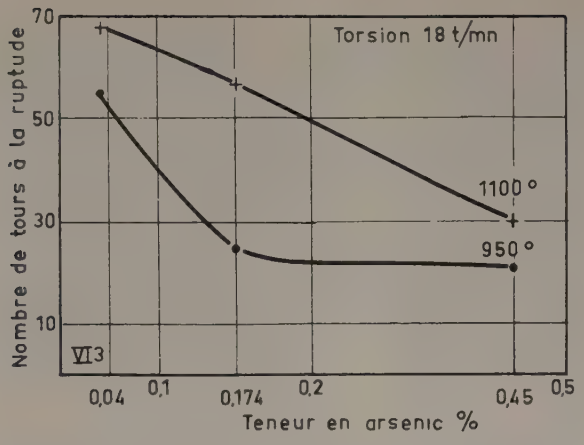


Figure VI-3. — Influence de la teneur en arsenic sur la forgeabilité en torsion.

La *figure VI-4* montre la striction en fonction de la température en traction lente (2 mm/mn) là encore, les aciers G ne se classent pas en fonction de leur teneur en arsenic. Comme nous le verrons plus loin l'aluminium est sans doute responsable de cet état de choses.

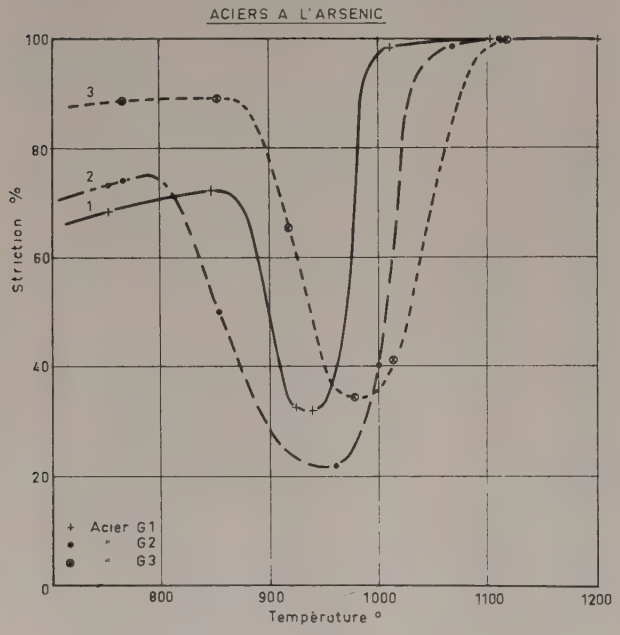


Figure VI-4. — Influence de la température sur la strction des aciers à l'arsenic (Acier G) en traction lente.

L'étude de la microstructure sur les éprouvettes trempées après essai, n'a pas non plus été très révélatrice. Pour les éprouvettes de traction lente, nous avons retrouvé quelques petits domaines ferritiques dans la martensite, lorsque l'acier présentait une baisse de forgeabilité, mais nous n'avons pas pu relier leur présence à la teneur en arsenic.

II. — INTERPRETATION DES RESULTATS.

Les éprouvettes des aciers G ont été essayées dans l'état forgé et normalisé. C'est-à-dire que leur teneur en étain ne viendra pas perturber les résultats puisque l'étain aura eu la possibilité de diffuser au cours des traitements thermiques et mécaniques postérieurs à la solidification. De même, le refroidissement à l'air de la normalisation est trop rapide pour permettre au cuivre de jouer un rôle néfaste. Il est à remarquer cependant que la présence de cuivre nous a empêchés d'étudier l'influence de refroidissements lents après traitement thermique car sa précipitation aurait introduit une fragilisation parasite. L'étain et le cuivre n'ont donc pas eu d'influence sur les résultats mécaniques obtenus avec les aciers G. D'ailleurs, ils auraient eu une action identique sur G1, G2 et G3 qui en contiennent la même quantité.

Il n'en est pas de même pour l'aluminium dont la teneur varie avec l'acier. Le *tableau VI-1* montre que les aciers G1 et G2 peuvent présenter une poche de perméabilité due à l'aluminium (comparer avec la teneur en aluminium des aciers B) alors que l'acier G3 n'en a pas assez pour présenter une chute visible de la malléabilité.

Une telle constatation permet d'expliquer les courbes de la *figure VI-4* et de dégager l'influence de l'arsenic sur la forgeabilité. L'acier G1 présente une poche de malléabilité très étroite due à l'aluminium (0,014 %). Lorsque l'on passe à l'acier G2 (0,0166 % Al), cette poche augmente aussi bien en largeur qu'en profondeur, ce que la très légère augmentation de teneur en aluminium ne permet pas d'expliquer. L'arsenic, dont la proportion a quadruplé par rapport à G1, a donc renforcé cette poche, l'étalant sur un plus large domaine de températures et l'approfondissant un peu. L'acier G3 qui ne devrait pas exhiber de poche de malléabilité en montre une assez large mais relativement peu profonde, décalée vers les hautes températures. Le fait d'avoir, pour cet acier, décuplé la teneur en arsenic a donc permis à l'aluminium de se manifester, alors que sa teneur faible (0,008 %) n'aurait pas, seule, provoqué de chute de malléabilité.

On peut conclure de ces courbes que l'arsenic augmente l'action défavorable de l'aluminium sur la forgeabilité en renforçant son caractère alphagène. Il n'est pas possible de conclure de telles courbes, que l'arsenic alphagène seul provoque une chute de malléabilité : il accentue seulement celle due à l'aluminium et ceci de façon relativement faible car l'augmentation des teneurs en arsenic est très forte lorsque l'on passe de G1 à G2 et de G2 à G3.

Les courbes des *figures VI-2* et *VI-3* ont un aspect assez général, quant à l'influence d'un élément d'alliage sur la forgeabilité. Elles ne traduisent pas l'apparition d'un phénomène de « fragilisation » comme la présence de domaines ferritiques dans les aciers à l'aluminium mais seulement une baisse des capacités de déformation de l'acier, phénomène qui se constate également pour le chrome, le

molybdène, le silicium, le soufre, etc... (voir chapitre II). Il est d'ailleurs à noter que la teneur en aluminium des aciers G est insuffisante pour provoquer une chute de malléabilité en torsion, même en torsion lente. Cette diminution progressive des propriétés de forgeabilité avec l'augmentation de la teneur en arsenic est un phénomène que nous n'avons pas encore expliqué. Il est vraisemblable que cela est dû à une action de l'arsenic sur la vitesse de recristallisation pendant déformation de l'acier. Nos études se poursuivent dans cette direction.

CHAPITRE VII

RESUME ET CONCLUSIONS

L'influence de quatre oligo-éléments sur la forgeabilité des aciers mi-durs a été étudiée. Ces quatre éléments, aluminium, étain, arsenic et cuivre provoquent, à des degrés divers, une baisse de forgeabilité de ces aciers mi-durs. Cette baisse de forgeabilité est due à la présence dans une matrice austénitique homogène à la température de forgeage de petits domaines d'une autre phase, qui agit vraisemblablement en empêchant le déplacement des joints de grains de la même phase gamma, au cours de la recristallisation pendant déformation à chaud. Cette phase en très petite quantité, provient de la microségrégation de ces oligo-éléments. Une augmentation de la vitesse de déformation s'accompagne d'une diminution, puis d'une disparition de la chute de malléabilité.

C'est un caractère général de l'action des quatre oligo-éléments à l'étude. Ils se distinguent cependant entre eux par différents aspects de cette action :

1° ils ne provoquent pas la baisse de malléabilité pour des températures identiques, ni avec une amplitude identique,

2° les traitements thermiques ou mécaniques qui suppriment ou au contraire favorisent leur action nuisible ne sont pas les mêmes et sont parfois très différents.

Nous avons vu que les identités dans leur action proviennent du mécanisme même de la « fragilisation ». Les différences, elles, proviennent des processus différents de formation des phases nuisibles et de la stabilité différente de ces phases vis-à-vis des traitements thermiques. Autrement dit, les dissemblances dans les « fragilisations » par ces quatre oligo-éléments dépendent d'une part de l'aspect de leur diagramme d'équilibre avec le fer, d'autre part de leur solubilité et de leur vitesse de diffusion dans l'acier.

Le diagramme d'équilibre Fe-M (M étant un des quatre éléments Al, Sn, As ou Cu) nous indique la nature de la phase nuisible, prenant naissance par suite de la microségrégation de M (en réalité, il faudrait raisonner sur les diagrammes ternaires Fe-C-M qui malheureusement sont peu ou pas connus). Ceci permet de distinguer deux classes dans les oligo-éléments à l'étude :

a) ceux qui, par leur présence, suppriment la transformation $\alpha \rightleftarrows \gamma$. Ce sont les éléments alphagènes aluminium, étain et arsenic (fig. VII-1),

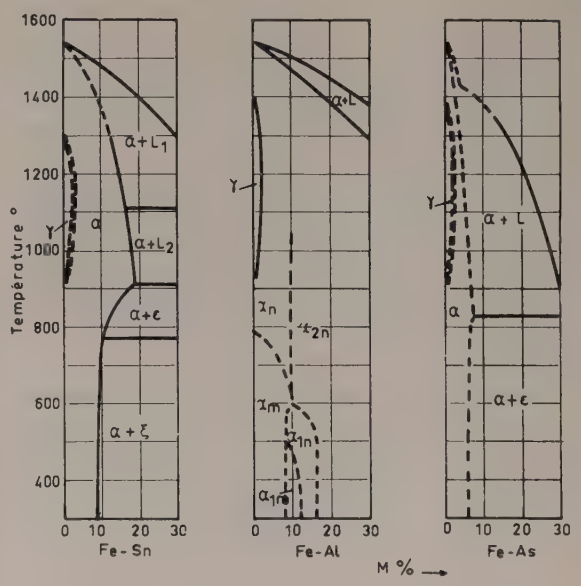


Figure VII-1. — Diagrammes Fe-M (d'après Metals Handbook)

b) ceux qui provoquent une nouvelle phase par leur présence. C'est le cas du cuivre (fig. VII-2) dont la quantité en solution solide dans le fer α varie beaucoup avec la température, causant la précipitation de la phase ε très riche en cuivre (98 % Cu).

On voit que le mécanisme d'action des éléments alphagènes est très différent de celui du cuivre. Pour celui-ci, il ne s'agit pas à proprement parler d'une microségrégation, mais bien d'une précipitation à partir d'une solution solide sursaturée. Cela explique que pour obtenir la chute de malléabilité due au cuivre, il faille opérer un traitement thermique assez particulier (refroidissement très lent à partir de 850°C).

Le mécanisme de la microségrégation dans le cas des éléments alphagènes permet d'expliquer les dissemblances

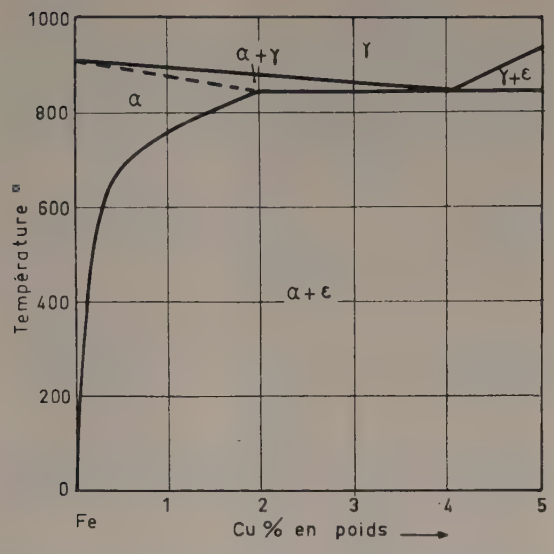


Figure VII-2. — Diagramme Fe-Cu (d'après Hornbogen et Plenn (71)).

dans les actions de ces trois oligo-éléments. Pour concentrer l'aluminium, il est nécessaire de précipiter d'abord le nitrure d'aluminium, puis de le dissocier à la température où l'acier est peu forgeable (il est à noter que, là encore, il ne s'agit pas à proprement parler de microségrégation). La microségrégation de l'étain se fait à l'état liquide : pour obtenir la chute de malléabilité due à l'étain, il faut donc que l'acier se trouve à l'état brut de coulée. Le cas de l'arsenic, qui n'a pu être approfondi jusqu'à présent, est très vraisemblablement identique à celui de l'étain.

L'efficacité des traitements thermiques et en particulier la suppression de la poche de malléabilité par un traitement de diffusion, dépend de la vitesse de déplacement des oligo-éléments dans la matrice de l'acier. Les coefficiens de diffusion de ces divers éléments dans le fer sont mal connus. Cette étude permet cependant de dire que l'aluminium est celui qui diffuse le plus difficilement. Une fois que sa microségrégation est obtenue, par le jeu de la précipitation et de la redissolution du nitrure d'aluminium, nous avons vu qu'il était très difficile d'obtenir son homogénéisation. Par contre l'étain semble diffuser extrêmement rapidement puisque tout maintien en température au-dessous de 900°C détruit la microségrégation due au processus de solidification. Le cuivre aurait une vitesse de diffusion intermédiaire, puisque la phase ε ne se redissout pas très facilement au-dessus de sa température de stabilité (température eutectoïde 850°C).

Les méthodes de prévention de la baisse de forgeabilité due à l'aluminium ont été soulignées à la fin du chapitre IV, relatif à cet élément. Dans le cas du cuivre, il est probable qu'un traitement de diffusion assez long entre 900 et 1 000°C, suivi d'un refroidissement rapide surtout en dessous de 850°C devrait empêcher la formation de la phase ε. Il est d'ailleurs à remarquer que pour que la phase ε soit néfaste du point de vue forgeabilité, il faut sans doute qu'elle précipite à haute température (juste en dessous de 850°C) pour que cette précipitation se fasse aux joints des grains, avec une taille suffisamment importante. A froid ou à plus basse température, la précipitation de la phase ε doit produire un durcisssement structural mais se fait avec une taille de particules « trop petite pour être dangereuse pour la forgeabilité ultérieure. Ceci sera étudié ultérieurement.

A côté de ce phénomène de « fragilisation » en cours de déformation à chaud par apparition d'une structure biphasée, il existe le phénomène de baisse faible de ductilité, surtout mis en évidence avec l'arsenic. La forgeabilité diminue sans que cette chute soit catastrophique pour l'opération de forgeage. Il n'est pas encore expliqué mais traduit sans doute une action de l'oligo-élément sur la vitesse de recristallisation de l'acier. C'est aussi un point que nous nous proposons d'approfondir ultérieurement.

BIBLIOGRAPHIE

CHAPITRE I

1 RHINES et WRAY. — *A.S.M. Trans.* Quaterly Report (juin 1961), p. 117-127.

2 GRANT. — Creep and fracture of metals at high temperatures. Proceedings of a symposium at the National Physical Laboratory (1954-1956), Londres.

3 UNTERWEISER. — *Iron Age,* 14 (nov. 1957).

4 PORTEVIN (A.). — *Metal Progress.*

5 DRAPER. — *Met. Treat. Drop Forg.,* 24, n° 147 (déc. 1958), 495.

6 JENKINS et MELLOR. — *J. Iron Steel Inst.,* 132, n° 11 (1935), 179.

7 BLAIN et ROSSARD. — *Publ. IRSID* (oct. 1958), n° 174 bis, série A.

8 FOLEY. — Discussion de l'article de IHRIG *Met. Technol.* (oct. 1945).

9 BAILEY.

10 GLENN (J.). — *J. Iron Steel Inst.* (mai 1957), 21.

11 PORTEVIN, PRETET et de LACOMBE. — Essai de caractérisation de la forgeabilité des métaux et alliages « Annales de l'Académie des Sciences Techniques de Varsovie » (1935), t. II, 167.

12 REMY. — *C.I.T.* du C.D.S., n° 12 (1955), 2413.

13 VERY. — *C.I.T.* du C.D.S. 12, n° 4 (1955), 783.

14 ZOTEIEY. — *Zavodsk. Lab.* 26, n° 7 (1960), 879-880.

15 KUBASOV. — *Zavodsk. Lab.* 21, n° 12 (1955)

16 INOUYE. — Tetsu to Hagane, 41 (mai 1955), 506 et (juin 1955), 593.

17 LOZINSKI. — *Mém. Sci. Rev. Métallurg.,* 57, n° 5 (mai 1960), 395-407.

18 KONOPLENKO et VINOGRADOV. — *Zavodsk. Lab.*, 1 (1959), 106-108.

19 DAUVERGNE, PELABON et IVERNEL. — *Rev. Métallurg.* (fév. 1955), 85.

20 MARTIN et BIEBER. — *Trans. AIME* (1948).

21 BASTIEN. — Recherches sur la forgeabilité des alliages légers (1946).

22 BLAIN et ROSSARD. — Communication aux Journées d'Automne (1958).

23 CLARK (Cl.). — *Iron Age* (16 mars 1944).
CLARK (Cl.) et RUSS. — *Met. Technol.* (déc. 1955).

24 IHRIG. — *Iron Age* (20 avril 1944).

25 HUGHES. — *J. Inst. Met.* (17 mars 1952).

26 DAUVERGNE, PELABON et IVERNEL. — *Rev. Métallurg.* 51, n° 4 (1954).

27 GUEUSSIER et CASTRO. — *Rev. Métallurg.* 55, n° 11 (1958).

28 HASEK. —*Strojirenstir*, 7, n° 12 (1957), 911-914.

29 WALLQUIST et CARLEN. — *Jernkont. Ann.* 143, n° 1 (1959), 1-28.

30 KUGAI. — *Tetsu to Hagane*, 41 (sept. 1955).

31 MOUSFIMA. — *Testu to Hagane*, 44 (mai 1958), 552-559.

32 TOMLINSON et STRINGER. — *J. Inst. Met.* (mars 1958).

33 POST, SCHOFSTAL, BEAVER. — J. Met. (novembre 1951), 3, n° 11, 973.

34 AWANO, OCHIAI. — Rep. Gov. Ind. Res. Inst. (1957), 6, 469-472.

35 TONG, MOVDI, SACHS. — Met. 369-564 T2. PB 140334 (4 avril 1956), 44. From US Res. Rep. (14 août 1959), 32, 238.

36 CONTRACTOR, MORGAN. — Met. Treat. (mars 1959), 107.

CHAPITRE II

37 BIHET, CAUBO. — *Rev. Métallurg.*, 1960.

38 ELLIS.

39 CANARD. — *C.I.T. du C.D.S.* (1961), n° 6, 1507.

40 de JONGH, RATHENAU. — *Acta Metal* (novembre 1957), 5.

41 YAJIMA, FURUSAWA. — *Nippon Kinzoku* (18 mars 1954).

42 DAUVERGNE, GILLIARD. — *C.I.T. du C.D.S.* (1961), n° 6, 1497.

43 HULTGREN, HERRLANDER. — *J. Iron Steel Inst.* (mars 1958), 188, n° 3.

44 RAPATZ, STROBICH. — *J. Iron Steel Inst.* (août 1951).

CHAPITRE IV

45 BEAUJARD. — Réactifs micrographiques colorants pour le fer et les aciers. *Rev. Métallurg.* (juillet 1952), 531.

46 FAST, VERRIJP. — *J. Iron Steel Inst.* (août 1955), 180, n° 4.

47 BRAMLEY. — Carnegie Sch. Men. *J. Iron Steel Inst.* (1962), 15, 155.

48 SIRCA (F.). — *Rev. Métallurg.* (novembre 1960), n° 11, 879.

49 GROSSMAN. — *Trans. AIMME* (1946), 167, 39-79.

50 IRVINE, PICKERING. — *Iron and Steel* (juin 1957).

51 BIGGS. — *J. Iron Steel Inst.* (aot 1959), 192, n° 4, 361-377.

52 SOLTER, BEATTE. — *J. Metals* (septembre 1951).

53 WERTHEBACH, HOFF. — *Stahl und Eisen* (29 mai 1958), 78, 743-746.

54 BASTIEN (P.), PORTEVIN (P. A.). — Communication aux Journées d'Automne de la SFM (1961).

55 ROBBINS, SHEPARD, SHERBY. — *J. Iron Steel Inst.* (octobre 1961), 199, n° 2, 175-180, 491.

57 BASTIEN (P.), PORTEVIN (P. A.). — Comptes rendus de l'Académie des Sciences, séance du 14 novembre 1960.

58 SWINDEN, BOLSOVER. — *J. Iron Steel Inst.* (1936), 134.

59 HOUDREMONT, SCHRADER. — *Stahl und Eisen* (1936), 56.

60 BASTIEN (P.). — *Rev. Métallurg.* (février 1939), n° 2, 53.

61 PORTEVIN (A.). — *Technique Moderne* (1938), 30, 536-538.

62 DORN, HARDER.

63 MAEKAWA, NAKAGAWA. — *Tetsu to Hagane* (octobre 1960), 46, n° 11.

64 LESLIE et al. — *Trans. ASM* (1954), 46, 1470-1499.

65 GOERENS. — Handbuch für Sonderstahlkunde.

67 BENEDICKS. — *J. Iron Steel Inst.* (1936), 134, 531.

CHAPITRE V

63 GABROSVEK, PLATEAU, PHILIBERT, CRUSSARD. — *Mem. Scien. Rev. Métallurg.* (1961), 58, n° 6, 435.

69 BJOHNSON, NATHORST. — *Jern. Ann.* (juin 1955), n° 6, 412-438, trad. *C.I.T. du C.D.S.* (1956), n° 3.

70 PHILIBERT (J.). — IRSID, Note pour la Commission Scientifique du 30 janvier 1962.

71 HORNBOGEN, GLENN. — *Trans. AIMME* (février 1960), 218, 40-46.

72 BASTIEN (P.), PORTEVIN (P. A.). — Note aux Comptes Rendus de l'Académie des Sciences. Séance du 19 mars 1962.

DEUXIEME THESE

Propositions données par la Faculté

« FORMAGE DES METAUX AUX EXPLOSIFS »

Vu et approuvé
Paris, le 10 mai 1962
Le Doyen de la Faculté des Sciences
Marc ZAMANSKY.

Vu
et Permis d'imprimer
Le Recteur de l'Académie
de Paris
Jean ROCHE

S I L
48, rue de Lancry
PARIS-X° - 8-62